



Pliabilité des tôles en alliages d'aluminium pour la carrosserie automobile analyse des mécanismes d'endommagement

Laurent Mattei

► To cite this version:

Laurent Mattei. Pliabilité des tôles en alliages d'aluminium pour la carrosserie automobile analyse des mécanismes d'endommagement. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2011. Français. NNT : 2011EMSE0602 . tel-00665574

HAL Id: tel-00665574

<https://theses.hal.science/tel-00665574>

Submitted on 2 Feb 2012

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



NNT : 2011 EMSE 0602

THÈSE

présentée par

Laurent MATTEI

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

PLIABILITE DES TOLES EN ALLIAGES D'ALUMINIUM POUR LA CARROSSERIE AUTOMOBILE

ANALYSE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

soutenue à Saint-Etienne, le 22 février 2011

Membres du jury

Président :	Jean-Luc LATAILLADE	Professeur Emérite, LAMEFIP, ENSAM, Bordeaux
Rapporteurs :	Jacques BESSON	Directeur de Recherche CNRS, ENSM, Paris
	Michel BRUNET	Professeur, LaMCoS, INSA, Lyon
Examineurs :	Julian DRIVER	Directeur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne
	Nicolas MOULIN	Ingénieur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne
	Dominique DANIEL	Ingénieur de Recherche, ALCAN CRV, Voreppe
Directeur de thèse :	Helmut KLÖCKER	Directeur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	G2I
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSSE	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR 0	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURLOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 MA(MDC) Maître assistant
 DR Directeur de recherche
 Ing. Ingénieur
 MR(DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche
 EC Enseignant-chercheur
 IGM Ingénieur général des mines

Dernière mise à jour le : 13 septembre 2010

Centres :

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement
 G2I Génie Industriel et Informatique
 CMP Centre de Microélectronique de Provence
 CIS Centre Ingénierie et Santé



NNT : 2011 EMSE 0602

THÈSE

présentée par

Laurent MATTEI

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

PLIABILITE DES TOLES EN ALLIAGES D'ALUMINIUM POUR LA CARROSSERIE AUTOMOBILE

ANALYSE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

soutenue à Saint-Etienne, le 22 février 2011

Membres du jury

Président :	Jean-Luc LATAILLADE	Professeur Emérite, LAMEFIP, ENSAM, Bordeaux
Rapporteurs :	Jacques BESSON	Directeur de Recherche CNRS, ENSM, Paris
	Michel BRUNET	Professeur, LaMCoS, INSA, Lyon
Examineurs :	Julian DRIVER	Directeur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne
	Nicolas MOULIN	Ingénieur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne
	Dominique DANIEL	Ingénieur de Recherche, ALCAN CRV, Voreppe
Directeur de thèse :	Helmut KLÖCKER	Directeur de Recherche, ENSM, Saint-Etienne

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	G2I
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSSE	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR 0	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURLOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 MA(MDC) Maître assistant
 DR Directeur de recherche
 Ing. Ingénieur
 MR(DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche
 EC Enseignant-chercheur
 IGM Ingénieur général des mines

Dernière mise à jour le : 13 septembre 2010

Centres :

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement
 G2I Génie Industriel et Informatique
 CMP Centre de Microélectronique de Provence
 CIS Centre Ingénierie et Santé

REMERCIEMENTS

Cette thèse a été le fruit d'une collaboration entre le département Microstructures et Propriétés Mécaniques (MPM) du centre Sciences des Matériaux et des Structures de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne et le centre de recherche de l'entreprise ALCAN (CRV) situé à Voreppe.

Je tiens tout d'abord à remercier Helmut KLÖCKER pour m'avoir supporté pendant ces quatre années (Master et thèse). Helmut a su me redonner confiance et ôter tous les doutes que j'ai pu avoir avec une grande patience. Je le remercie pour les discussions nombreuses et pour les compétences qu'il m'a apportées.

Je remercie également Dominique DANIEL et Gilles GUIGLIONDA pour la collaboration que l'on a pu avoir. J'ai apprécié nos discussions et leurs remarques toujours fondées. Ils m'ont permis de remettre à plat l'utilité de mes travaux.

Je tiens ensuite à remercier chaleureusement Jean-Luc LATAILLADE d'avoir présider mon jury. J'ai vivement apprécié son enthousiasme et ses conseils.

Je voudrais témoigner ma reconnaissance à Jacques BESSON et Michel BRUNET pour avoir accepté d'évaluer mon travail de thèse. Mon manuscrit n'était pas forcément léger en résultats. J'ai apprécié la discussion téléphonique que j'ai pu avoir avec Mr BESSON et ses remarques pertinentes.

Je souhaite également remercier Julian DRIVER pour l'intérêt porté à mes travaux et pour avoir bien voulu participer à ce jury. Mr DRIVER, de part son expertise, m'a permis de comprendre et utiliser à bon escient mes résultats.

Je remercie également Nicolas MOULIN, membre de mon jury, et Romain QUEY, pour m'avoir suivi de près durant ces travaux. Nicolas m'a permis de décrypter ZéBuLon et la grande déformation. Romain m'a initié au mystérieux domaine de la plasticité cristalline. Ce travail n'aurait pu aboutir à ce niveau de résultats sans eux.

Mes sincères remerciements vont ensuite à Gilles BLANC et Prisca LEVEQUE du laboratoire de métallographie mais également à Claire MAURICE, Paul JOUFFREY, Sergio SAO-JOAO et Maryline MONDON du laboratoire de microscopie électronique. Gilles et Prisca m'ont permis de tirer des résultats sur des matériaux pas forcément faciles à préparer. Claire m'a initié avec brio à l'EBSd tandis que Paul a fait de même avec la microscopie électronique. Un spécial remerciement à Sergio pour son assistance sur le ZEISS et pour les nombreuses discussions « scientifiques » autour du café de 16H.

Je tiens à remercier Chrystelle, Flavien (mes collègues de bureau) qui ont tenu le coup pendant ces longues années à me côtoyer. Spécial remerciement aux doctorants de ma promo, docteur ou presque docteur, avec lesquels j'ai passé de bons moments dans ce couloir K4. Bien entendu, je n'oublie pas toutes les personnes non mentionnées ici, permanents ou doctorants, que j'ai eu plaisir à côtoyer pendant ces quatre années.

Le meilleur pour la fin : je remercie Karolina pour son soutien à plein de temps. Elle a su par sa bonne humeur me motiver pour aller jusqu'à la fin de ces travaux avec bonheur.

TABLE DES MATIERES

Introduction générale	13
CHAPITRE I. Contexte Technologique.....	17
I. 1. Le sertissage	17
I. 1. 1. Aperçu du procédé	17
I. 1. 2. Les défauts rencontrés lors du sertissage	18
I. 2. Les alliages d'aluminium 6xxx et leurs transformations pour la carrosserie automobile	19
I. 2. 1. Composition chimique	19
I. 2. 2. Les traitements thermomécaniques	19
I. 3. Etude de l'essai de pliage	20
I. 3. 1. Description de l'essai	20
I. 3. 2. Résultats sur la pliabilité	21
I. 4. Conclusion.....	24
CHAPITRE II. Comportement des alliages d'aluminium 6xxx.....	27
II. 1. Lois de comportement des alliages d'aluminium 6xxx	27
II. 1. 1. Techniques expérimentales	27
II. 1. 2. Relation $\sigma=f(\epsilon)$	28
II. 2. Microstructures et textures des tôles en alliage d'aluminium 6xxx à l'état non déformé	31
II. 2. 1. Techniques expérimentales	31
II. 2. 2. Microstructure à l'état non déformé : morphologie et taille des grains	33
II. 2. 3. Texture et facteur de Taylor à l'état non déformé.....	33
II. 3. Conclusion.....	35
CHAPITRE III. Caractérisation expérimentale des mécanismes d'endommagement des alliages 6xxx en pliage.....	37
III. 1. Littérature.....	38
III. 1. 1. Mécanisme d'endommagement des alliages d'aluminium en pliage	38
III. 1. 2. Influence de différents paramètres	39
III. 1. 3. Synthèse	44
III. 2. Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement	45
III. 2. 1. Observations macroscopiques	45
III. 2. 2. Observations microscopiques	46
III. 2. 3. Synthèse	47

III. 3.	Quantification des mécanismes d'endommagement	48
III. 3. 1.	Localisation de la déformation.....	48
III. 3. 2.	Evolution des instabilités de surface	53
III. 3. 3.	Synthèse	54
III. 4.	Conclusion.....	58
CHAPITRE IV.	Etude par éléments finis des mécanismes d'endommagement durant le pliage.....	61
IV. 1.	Mise en œuvre de la simulation.....	62
IV. 1. 1.	Géométrie et maillage	62
IV. 1. 2.	Comportements analysés.....	64
IV. 2.	L'essai de pliage.....	66
IV. 2. 1.	Validation de la simulation de l'essai de pliage	66
IV. 2. 2.	Les étapes caractéristiques du pliage	67
IV. 2. 3.	Influence de divers paramètres	72
IV. 3.	Analyse de la localisation de la déformation.....	75
IV. 3. 1.	Caractérisation de la localisation de la déformation	75
IV. 3. 2.	Confrontation avec les résultats expérimentaux.....	77
IV. 3. 3.	Influence de la limite d'élasticité initiale.....	81
IV. 3. 4.	Influence de l'écrouissage en grande déformation	84
IV. 3. 5.	Influence de la répartition spatiale.....	85
IV. 3. 6.	Influence des paramètres expérimentaux	87
IV. 3. 7.	Synthèse	91
IV. 4.	Analyse de la formation d'instabilités de surface et de la fissuration	92
IV. 4. 1.	Confrontation avec les résultats expérimentaux.....	92
IV. 4. 2.	Influence d'une instabilité de surface initiale	94
IV. 4. 3.	Influence de la formation d'une instabilité de surface.....	95
IV. 4. 4.	Synthèse	97
IV. 5.	Conclusion.....	98
CHAPITRE V.	Etude par plasticité cristalline des mécanismes d'endommagement en traction plane.....	101
V. 1.	Mise en œuvre de la simulation.....	101
V. 1. 1.	Géométrie et maillage	101
V. 1. 2.	Comportement analysés	102
V. 2.	Résultats	104
V. 2. 1.	Localisation de la déformation et instabilités de surface	104
V. 2. 2.	Hétérogénéité de la déformation et striction des grains	104
V. 2. 3.	Discussion.....	105
V. 3.	Etude de l'essai de traction plane avec un modèle de Taylor RC "Lath"	112
V. 4.	Conclusion.....	114

Conclusion générale et perspectives	117
Bibliographie	123
Table des principales notations	129
ANNEXES	137
ANNEXE A. Essai de pliage : résultats complémentaires	139
ANNEXE B. La compression plane bi-encastrée	141
B.1. Principe	141
B.2. Mesure de la force et du déplacement	142
B.3. Préparation des échantillons	143
B.4. Essais	144
ANNEXE C. Caractérisation de la texture par EBSD.....	149
C.1. Principe du microscope électronique à balayage (MEB).....	149
C.2. Principe de l'analyse de l'orientation cristalline par EBSD [Pouchou, 2004]	150
ANNEXE D. Protocole de préparation des échantillons EBSD	155
ANNEXE E. Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains	157
ANNEXE F. Caractérisation de la déformation locale des grains par microscopie optique	171
ANNEXE G. Détermination du rayon de courbure d'une tôle pliée.....	173
ANNEXE H. Caractérisation de l'état de contrainte par microdureté	175
ANNEXE I. Implémentation des lois de comportement inélastiques en transformations finis	177
I.1. Géométrie et cinématique du milieu continu en grande déformation.....	177
I.2. Loi élasto-plastique en grande déformation	180
ANNEXE J. Modélisation de la localisation de la déformation	189

J.1.	Critère de Marciniak-Kuczynski	190
J.2.	Critère de Rice	191
ANNEXE K.	Comparaison des simulations éléments finis de l'essai de pliage avec un modèle de flexion pure	197
ANNEXE L.	Modélisation analytique de l'essai de pliage	201
L.1.	Description des étapes de calcul	202
L.2.	Résultats	208
ANNEXE M.	Analyse de la localisation de la déformation : Résultats complémentaires.....	217
M.1.	Confrontation avec les résultats expérimentaux	217
M.2.	Influence de la largeur de la courbe de distribution de la limite d'élasticité..	221
M.3.	Influence de l'écrouissage en grande déformation.....	221
M.4.	Influence de la répartition spatiale	222
M.5.	Influence des paramètres expérimentaux	223
ANNEXE N.	Analyse de la formation d'instabilités de surface : Résultats complémentaires.....	227
ANNEXE O.	Modèles de plasticité cristalline.....	229
O.1.	Théorie de la plasticité cristalline	229
O.2.	Mécanique du polycristal et modèles de transition d'échelle.....	232
O.3.	Implémentation d'une loi de plasticité cristalline dans ZeBuLon	235

Introduction générale

Notre société se préoccupe de plus en plus de la dégradation de notre environnement. Les gouvernements comme les industriels essayent de trouver des solutions efficaces et les moins onéreuses possibles afin de réduire la pollution. Dans ce contexte, les entreprises de fabrication d'automobiles essayent de réduire au maximum les gaz à effet de serre produits par les véhicules. L'une des solutions proposées est de réduire le poids des véhicules et donc leur consommation. Pour cela, les producteurs d'aluminium essayent de trouver un alliage alternatif dont le rapport propriétés mécaniques/poids soit le plus élevé possible afin de remplacer l'acier utilisé habituellement dans la carrosserie. Certains alliages d'aluminium comme ceux de la série 6XXX sont des matériaux dont ce rapport avantageux demande à être étudié. Bien que leur prix soit un peu plus important que les aciers utilisés, on peut réduire leur coût en utilisant des matériaux recyclés. Cependant, ces matériaux recyclés contiennent une quantité importante de fer qui réduit la formabilité de ces alliages d'aluminium et limite donc leur utilisation.

Le sertissage est une des méthodes utilisées pour l'assemblage par pliage des différentes parties de la carrosserie automobile en lieu et place du soudage. Cette technique a l'avantage d'être athermique et donc de ne pas dégrader une partie du matériau comme pourrait le faire le soudage dans la ZAT (Zone affectée thermiquement). Mais le sertissage est une technique demandant à être encore étudiée vis-à-vis des mécanismes d'endommagement qui se produisent dans les matériaux. En effet, il a été observé que le pliage amenait à la création sur la surface extérieure de rugosités inesthétiques appelées plus communément « peau d'orange » (**Figure 1**).

Ce travail s'inscrit dans le cadre du projet FCE « TOLOTO » labellisé par le pôle de compétitivité VIAMECA dont les objectifs sont la diminution de la consommation en énergie et donc la diminution de la pollution émise dans le transport. Dans cette perspective, une collaboration s'est mise en place entre le centre SMS de l'école des Mines de Saint Etienne et le centre de recherche situé à Voreppe de l'entreprise ALCAN. L'objectif de notre travail consiste à appréhender les mécanismes d'endommagement provoquant la diminution de la qualité de surface des tôles minces en aluminium afin de fabriquer un alliage avec une pliabilité permettant un bon serti et des propriétés mécaniques acceptables en service.

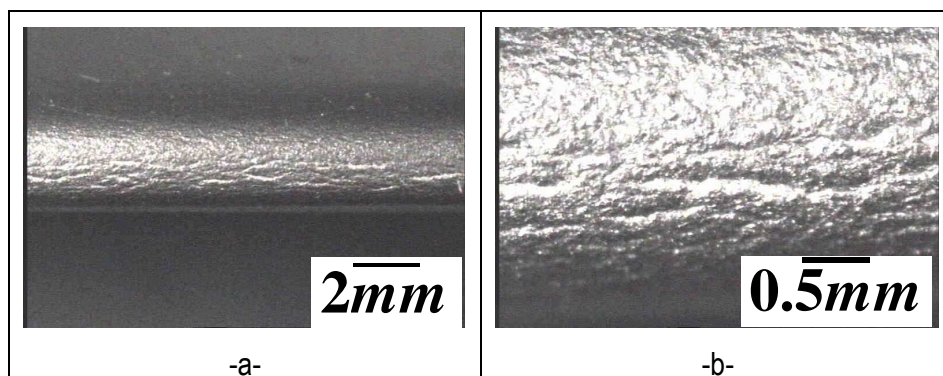


Figure 1. Aspect de la surface d'une tôle en alliage d'aluminium 6016 à l'état T4 après pliage.

Pour atteindre l'objectif fixé, notre travail s'est basé sur 3 axes :

- Caractérisation du comportement mécanique et de la microstructure des alliages d'aluminium de la série 6xxx.
- Analyse des mécanismes d'endommagement subis par les tôles minces en alliages d'aluminium de la série 6xxx durant le pliage.
- Quantification de l'influence des paramètres matériaux et des paramètres de l'essai de pliage sur l'endommagement des tôles. Pour cela, la conception et l'utilisation de modèles mécaniques basés sur l'endommagement réel des alliages durant le pliage sont effectuées.

Ce projet de thèse est constitué de cinq chapitres dont le déroulement suit l'ordre logique de nos investigations :

Le **premier chapitre** permet de situer le *contexte général* de ce projet de thèse. Un descriptif des différents procédés de sertissage est effectué. Les problèmes rencontrés durant l'utilisation de ces procédés sont alors abordés. Ce projet est basé sur l'assemblage de tôles en alliages d'aluminium de la série 6xxx pour la carrosserie automobile. De ce fait, une définition des alliages 6xxx ainsi que des transformations thermo-mécaniques utilisées pour obtenir les tôles est donnée. Enfin, la pliabilité des tôles est caractérisée par un essai de pliage spécifique. Une description complète de l'essai de pliage et des résultats obtenus est donnée.

Le premier chapitre montre que des paramètres comme la composition chimique ou un traitement thermique peuvent modifier la pliabilité des tôles. Le **second chapitre** est consacré à la *caractérisation du comportement* des différents alliages étudiés en grande déformation. La loi de comportement en grande déformation des alliages est déterminée par des essais de traction et de compression plane. Une analyse de la microstructure à l'état non déformé est également présentée.

Le **troisième chapitre** est consacré à l'*analyse des mécanismes d'endommagement* des tôles en alliages d'aluminium de la série 6xxx durant l'essai de pliage. Un examen des mécanismes observés dans la littérature est tout d'abord présenté. Par la suite, une identification de ces mécanismes est faite par des observations microscopiques après des essais de pliages interrompus. Enfin, une quantification des mécanismes a été tentée par une approche expérimentale.

Grâce à la connaissance des lois de comportement en grande déformation des alliages et des mécanismes d'endommagement rencontrés durant le pliage de tôles minces, le **quatrième chapitre** est dédiée à une *modélisation mécanique* tenant compte de la microstructure initiale et de la loi de comportement expérimentale du matériau. Cette modélisation permet d'examiner et de quantifier l'influence de divers paramètres, comme la texture initiale ou les coefficients de la loi de comportement des alliages, sur l'intensité de l'endommagement.

Du fait des hypothèses simplificatrices utilisées dans la conception du modèle mécanique du chapitre précédent, une étude plus détaillée des mécanismes d'endommagement avec *un modèle combinant éléments finis et plasticité cristalline* est effectuée dans le **cinquième et dernier chapitre**. L'utilisation de ce modèle étant exigeant en temps de calcul et en ressources informatiques, une comparaison avec un modèle de plasticité cristalline standard est faite afin de savoir si l'utilisation d'un modèle éléments finis en plasticité cristalline est nécessaire.

Enfin, pour avoir une idée claire sur la pliabilité des alliages d'aluminium ainsi que sur les mécanismes mis en jeu durant le pliage de tôles minces, une **conclusion générale** des analyses est donnée. Cette conclusion est suivie de recommandations quant aux perspectives à suivre pour la suite de ce travail.

CHAPITRE I. Contexte Technologique

La pliabilité des matériaux est un paramètre important à prendre en compte dans l'assemblage de tôles par sertissage. En effet, une mauvaise pliabilité peut conduire à une qualité de surface des tôles non acceptable pour la carrosserie automobile. Ce premier chapitre permet de situer le contexte industriel. Une description des procédés de sertissage connus et des différents défauts de surfaces observés est faite. Dans un second temps, une présentation des alliages d'aluminium utilisés ainsi que leurs traitements thermiques est effectuée. Enfin, l'essai de pliage et les résultats de pliabilité sont examinés. Ces analyses permettront de préciser le cadre de ce travail.

I. 1. Le sertissage

I. 1. 1. Aperçu du procédé

Le sertissage est une technique permettant d'assembler deux tôles métalliques par déformation plastique. Le bord de la tôle extérieure (appelée peau) est replié sur la tôle intérieure (appelée doublure) à 180°. Elle est utilisée généralement pour l'assemblage de la carrosserie automobile. Cette technique fait de plus en plus de concurrence au soudage grâce à l'obtention d'une qualité d'aspect non négligeable par l'élimination des cordons de soudure trop voyant. Il existe plusieurs types de sertis dont le serti à plat et celui en goutte d'eau (**Figure 2**). Le sertissage à plat est le procédé le plus utilisé. D'après Livatyali et al. [Livatyali 2004], le sertissage est effectué en trois étapes successives (**Figure 3**) :

- Le tombage qui consiste à replier le bord de la tôle extérieure à 90°.
- Le pré-sertissage où une lame inclinée plie la tôle à 45°.
- Et enfin l'opération de sertissage pendant laquelle une lame de surface parallèle au plan de la tôle finit le travail.

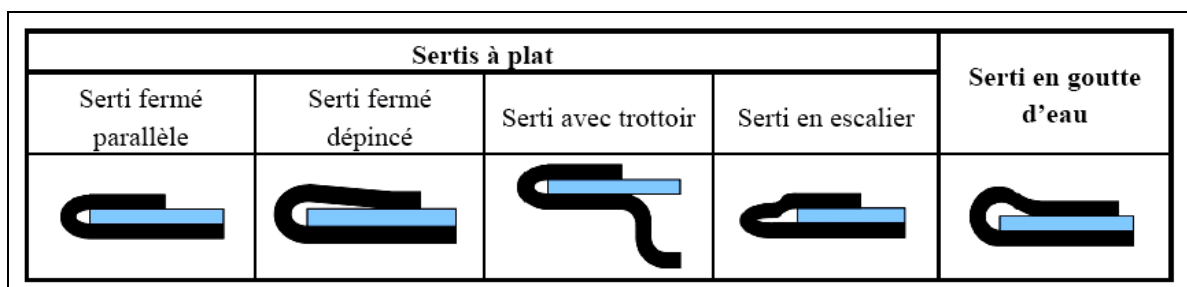


Figure 2. Les différents types de sertis utilisés dans la carrosserie automobile [Lange 2006].

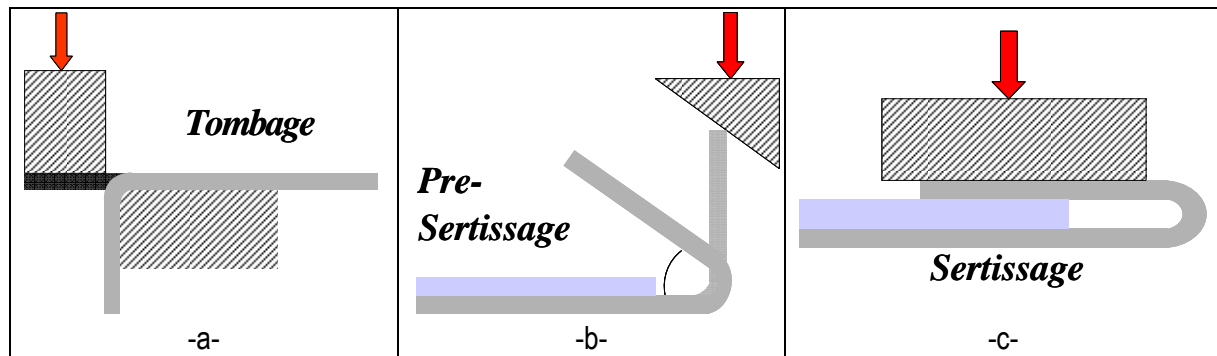


Figure 3. Etapes du procédé de sertissage, (a) Le tombage, (b) Le pré-sertissage, (c) le sertissage.

I. 1. 2. Les défauts rencontrés lors du sertissage

Livatyali et al. [Livatyali 2004] ont observé plusieurs défauts liés à la technique et au matériau utilisé (Figure 4) :

- L'enroulement qui est un défaut géométrique (Figure 4b).
- Le retour élastique est un phénomène causé par la déformation élastique du matériau lors du déchargement. Après pliage, la partie pliée de la tôle va revenir d'un certain angle. D'après Tan et al. [Tan 1992], le retour élastique est contrôlé par les paramètres du procédé et les propriétés du matériau. Plus la limite d'élasticité, le rayon de l'outil et la largeur de pliage seront importants, plus le retour élastique sera significatif. De plus, il augmente avec l'angle de pliage.
- Les défauts d'aspect qui sont dus plutôt aux caractéristiques du matériau. On différencie le défaut de ligne de creux, la déflexion et la peau d'orange. La déflexion consiste en la formation d'une bosse sous le serti. La peau d'orange est la création d'une rugosité importante voir de fissuration sur la zone la plus déformée (Figure 1). D'après Lange [Lange 2006], le défaut de ligne de creux est produit par du flambement local de la peau sous la doublure qui se soulève alors que la déflexion est due à une décharge élastoplastique de la tôle. La peau d'orange est, quant à elle, un phénomène qui est relié aux propriétés mécaniques du matériau et à la pliabilité de la tôle.
- Des déchirures et des replis sur le bord extérieur de la peau peuvent apparaître (Figure 4c). Ils sont dus aux conditions sévères de déformations permanentes pendant le sertissage.

Dans ce travail, nous nous intéressons à la formation de la peau d'orange et à la fissuration durant le pliage des tôles.

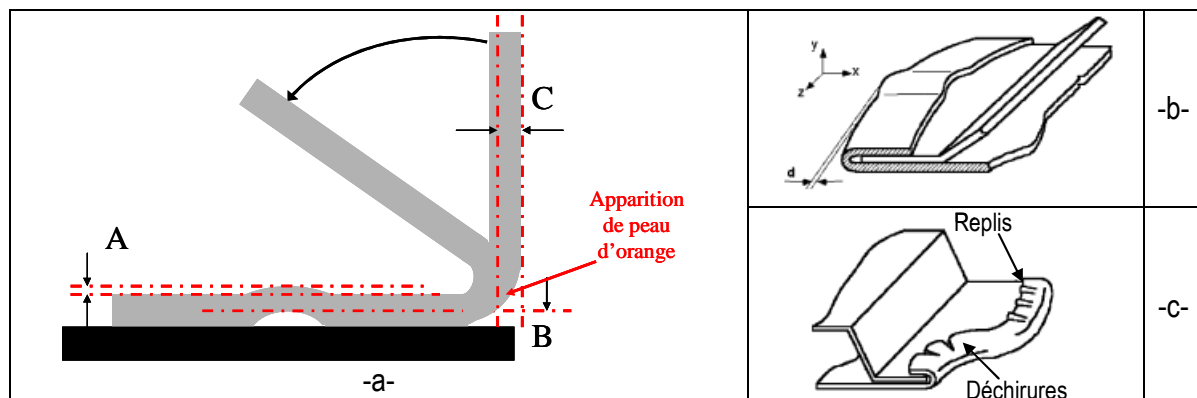


Figure 4. Les différents défauts rencontrés lors du sertissage [Livatyali 2004] (a) Schéma général (A : La déflexion, B : profondeur de ligne de creux et C : l'enroulement), (b) l'enroulement de la tôle, (c) les déchirures et les replis de la tôle.

I. 2. Les alliages d'aluminium 6xxx et leurs transformations pour la carrosserie automobile

I. 2. 1. Composition chimique

Dans notre étude, les alliages d'aluminium étudiés sont le 6016 et le 6005 auxquels on a rajouté ou pas du manganèse. Ces alliages sont généralement utilisés pour la carrosserie automobile sous forme de tôles minces (épaisseur de 1mm environ). La composition chimique des alliages est la suivante (Tableau 1).

Alliage	Code Alcan	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)
6016	91901-111	1.05	0.24	0.06	0.17	0.39
6016 Ht Mn	92355-121	0.98	0.24	0.08	0.28	0.37
6005 A	82090-114	0.61	0.28	0.08	0.17	0.61
6005 Ht Mn	82090-111	0.58	0.28	0.09	0.31	0.61

Tableau 1. Composition des alliages étudiés.

I. 2. 2. Les traitements thermomécaniques

a. L'état T4

Les alliages de la série 6xxx sont sous la forme de tôles de 1 mm d'épaisseur environ. Ils subissent un nombre important de traitements thermo-mécaniques permettant d'obtenir ce que l'on appelle l'état T4 indispensable pour les opérations de mises en formes ultérieures. Guillotin [Guillotin 2010] résume les traitements thermo-mécaniques subis par les tôles :

- Le métal est fondu avec les éléments d'addition souhaités. Une coulée continue verticale est ensuite effectuée pour former des lingots d'environ 610mm après une solidification lente. Ce processus amène une microstructure assez grossière avec une ségrégation importante des particules de seconde phase.
- Les lingots sont ensuite fraisés pour enlever les défauts de surface (défauts géométriques, microstructuraux et chimiques).
- Un recuit est effectué à une température de 560°C afin d'homogénéiser la composition chimique et dissoudre les particules intermétalliques.
- La tôle d'environ 600mm d'épaisseur est ensuite laminée à chaud à l'aide d'un laminoir réversible puis d'un laminoir tandem permettant de réduire l'épaisseur jusqu'à 2 mm.
- Un laminage à froid est ultérieurement effectué en plusieurs passes pour atteindre l'épaisseur finale de 1mm. Généralement, des traitements de recuit sont effectués entre les passes de laminage afin de transformer la structure granulaire fibrée en une structure plus équiaxe.
- Un traitement thermique de mise en solution compris à une température entre 510 et 580°C suivi d'une trempe sont effectués permettant d'obtenir un état microstructural appelé état T4. Ces traitements transforment complètement la microstructure fibrée en une microstructure équiaxe recristallisée.
- Finalement, un vieillissement à température ambiante pendant une semaine est utilisé pour durcir le matériau dans les gammes désirées.

b. Le Bake Hardening

Le « Bake Hardening » est le traitement thermique utilisé lors de la mise de la peinture chez le constructeur automobile. Il est effectué à basse température (entre 160 et 190°C) pendant un certain laps de temps (environ 20min). Ce traitement permet de former des précipités de Mg_2Si assez fin qui vont durcir le matériau. Dans notre travail, l'influence du bake hardening sur la pliabilité des tôles est analysée. Pour cela, les tôles subissent un traitement thermique à 170°C pendant un temps de traitement variable (0, 10 et 20 min).

I. 3. Etude de l'essai de pliage

L'essai de pliage est un essai utilisé pour déterminer la pliabilité des tôles en alliage d'aluminium 6xxx pour la carrosserie automobile. La pliabilité des tôles se caractérise par un angle de pliage β_f mesuré après fissuration de la peau externe en fin d'essai de pliage. De ce fait, ce paramètre est indirectement relié à la qualité de surface de la tôle après pliage. Dans un premier temps, l'influence d'une augmentation du taux de manganèse dans les alliages ainsi que du temps de traitement thermique, simulant le Bake hardening, ont été étudiés sur les alliages 6005 et 6016. Dans un second temps, l'influence de l'axe de pliage et de la prédéformation des tôles a été étudiée. Dans ce chapitre, une description de l'essai de pliage sera donnée. Par la suite, l'influence sur la pliabilité de la composition chimique, du temps de traitement thermique du Bake hardening, de l'axe de pliage ainsi que de la prédéformation sera détaillée. L'ensemble des essais est résumé dans le Tableau 2.

I. 3. 1. Description de l'essai

L'essai consiste à appliquer à une tôle une force croissante à l'aide d'un indenteur situé au centre de la tôle (**Figure 5 et Figure 6, Tableau 3**). Cette tôle repose sur deux cylindres afin de faciliter le pliage et de diminuer les frottements. L'angle de pliage est mesuré dans la zone interne de la tôle après retour élastique. La pliabilité (l'angle de pliage final β_f) est mesurée après rupture de la peau externe de la tôle caractérisée par une chute de la force appliquée et un déplacement de l'indenteur U_r . Toutefois, si le déplacement de l'indenteur atteint 14.2mm ($\beta=6^\circ$), l'essai est arrêté. L'évolution de la charge appliquée et de l'angle de pliage selon le déplacement de l'indenteur durant les essais de pliage sont alors déterminées. Pour observer l'influence de l'anisotropie du matériau sur la pliabilité, des essais ont été effectués dans les directions de laminage et transverse de la tôle. Un pliage d'axe DL ou DT correspond à un pliage de la tôle où l'axe z est parallèle à la direction DL ou DT de la tôle respectivement. De même, la pliabilité dans la direction DL ou DT correspond à un pliage de la tôle où l'axe z est parallèle à la direction DT ou DL de la tôle respectivement.

Alliage	Dimensions de la tôle en mm (Lxbxt ₀)	Temps de traitement thermique à 170°C (min)	Axe de pliage	Prédéformation dans l'axe DL en %
6016	60x60x0.99	0	DT	0, 5 ou 10
			DL	0, 5 ou 10
		10 20	DT	0
6016 HtMn	60x60x0.99	0	DT	0
		10		
		20		
6005	60x60x1.14	0	DT	0
		10		
		20		
6005 HtMn	60x60x1.13	0	DT	0
			DL	
		10 20	DT	

Tableau 2. Caractéristiques des essais de pliage effectués.

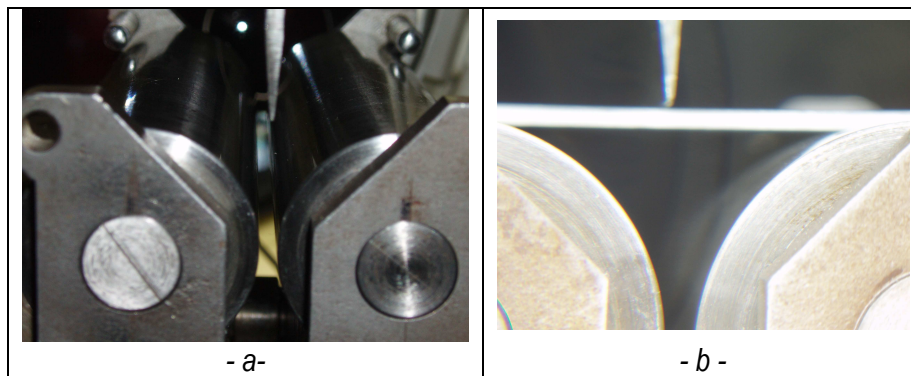


Figure 5. Photo de l'essai de pliage (a) sans, (b) avec tôle (Courtesey Alcan CRV 2010).

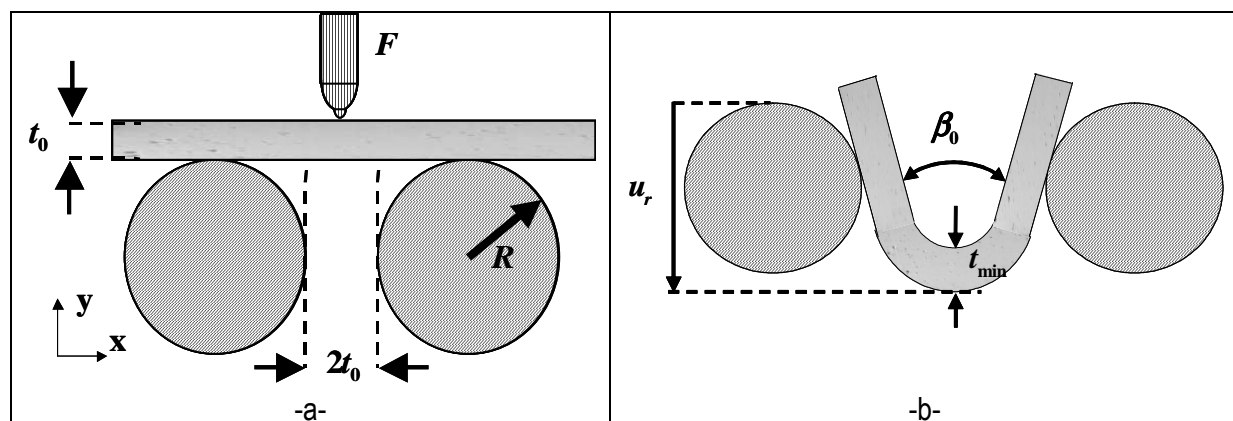


Figure 6. Schéma de l'essai de pliage : β_0 correspond à l'angle de pliage avant retour élastique de la tôle.

Paramètres	Valeurs
Largeur de la tôle b	60 mm
Rayon de l'indenteur R_{ind}	0.2 mm
Rayon des cylindres R	15 mm
Entre fer cylindres	$2 \cdot t$ mm
Pénétration max du poinçon u_{max}	14.2 mm
Vitesse de précharge	10 mm/min
Précharge	30 N
Vitesse de pliage	20 mm/min
Arrêt à la chute d'effort	15 N

Tableau 3. Paramètres caractéristiques de l'essai de pliage.

I. 3. 2. Résultats sur la pliabilité

a. Influence de la composition chimique et du temps de traitements thermiques lors du Bake hardening

La pliabilité de quatre alliages d'aluminium dans la direction DL a été caractérisée par leur angle de pliage β_f en fin d'essai après retour élastique. La Figure 7b montre l'évolution de l'angle de pliage final en fonction des alliages et des traitements thermiques effectués. On remarque que les traitements thermiques amènent à une diminution de la pliabilité des alliages (Tableau 4). En revanche, une augmentation du taux de manganèse améliore la pliabilité des alliages. L'alliage d'aluminium 6005 Ht Mn montre une excellente pliabilité malgré les traitements thermiques. Le traitement thermique T4 donne une pliabilité satisfaisante pour toutes les nuances. Plus le déplacement U_r (Figure 7a) est grand, plus la pliabilité est bonne.

L'évolution des courbes force/déplacement a été examinée en détail pour chaque alliage d'aluminium à l'état T4 (**Figure 8 et ANNEXE A**). Deux phénomènes ont été remarqués durant le procédé : le pliage jusqu'à l'obtention d'un angle de pliage de 6° (à $u=u_{\text{laminage}}$) puis le laminage de la tôle. Certains alliages sont difficiles à départager du fait d'une valeur identique de l'angle de pliage final de 6° (**Tableau 5**). Cependant, selon les courbes force/déplacement, certains alliages sont proches de la rupture en fin d'essai. Par exemple, la charge appliquée en fin d'essai, avant le passage en laminage de la tôle, sur le 6005 bas manganèse et le 6016 haut manganèse commence à baisser. Cette diminution est le signe d'une rupture imminente de la tôle. Par contre, la force appliquée sur le 6005 haut manganèse continue d'augmenter en fin d'essai (**Tableau 5**).

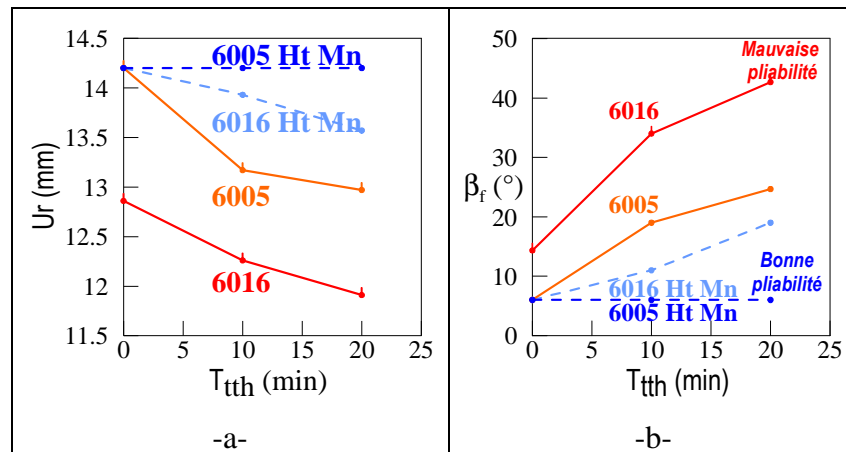


Figure 7. Essais de pliage d'axe DT, (a) Evolution du déplacement à rupture de la peau externe U_r en fonction du temps de traitement thermique, (b) Evolution de l'angle de pliage final en fonction du temps de traitement thermique.

Temps de traitement thermique à 170°C (min)			
Alliage	0	10	20
6016	14.3°	34°	42.7°
6016HtMn	6°	11°	19°
6005	6°	19°	24.7°
6005HtMn	6°	6°	6°

Tableau 4. Evolution de l'angle de pliage final après retour élastique β_f en fonction du temps de traitement thermique à 170°C pour chaque alliage d'aluminium étudié.

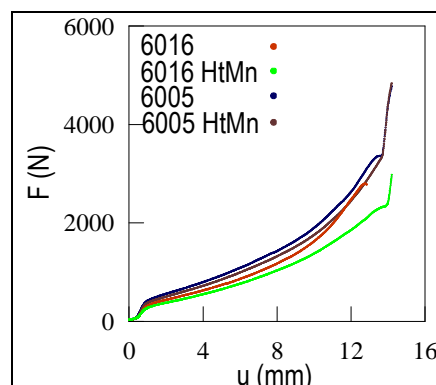


Figure 8. Evolution de la charge appliquée par l'indenteur en fonction de son déplacement durant des essais de pliage d'axe DT pour chaque alliage d'aluminium étudié à l'état T4.

	U _r (mm)	Angle de pliage β_f (°)	Commentaires
6016 T4	12.8 à 12.9	14.3°	Rupture
6016HtMn T4	14.2	6°	Rupture imminente
6005 T4	14.2	6°	Rupture imminente
6005HtMn T4	14.2	6°	Pas de rupture

Tableau 5. Tableau récapitulatif de la pliabilité et des commentaires de fin d'essai de pliage pour chaque alliage d'aluminium étudié à l'état T4 pour des essais de pliage d'axe DT.

b. Influence de l'axe de pliage

Des essais de pliage dans la direction de laminage et dans la direction transverse ont été effectués. La direction de pliage n'a aucune influence sur la pliabilité des tôles (**Tableau 6**). Ce résultat paraît concordant avec l'état T4 du matériau. En effet, sachant que les alliages sont à l'état recristallisé (grains à peu près équiaxes), la direction de pliage ne devrait pas avoir d'effet sur la pliabilité.

c. Influence de la prédéformation des tôles

Des essais de pliage avec des tôles prédéformées de 5 et 10% dans la direction de laminage ont été effectués. La prédéformation diminue la pliabilité dans les deux directions (**Tableau 7**). De plus, cette prédéformation amène à une disparité entre la pliabilité dans la direction DL et DT proportionnelle à celle-ci. En effet, la pliabilité des tôles dans la direction transverse (axe de pliage= DL) à l'axe de prédéformation devient plus faible. Les conclusions suivantes ont donc été retenues :

- La pliabilité diminue si la prédéformation augmente.
- La pliabilité est meilleure dans la direction de prédéformation.

Afin de comprendre ce dernier fait, le CHAPITRE IV doit être examiné. Dans ce chapitre, la relation inverse de proportionnalité entre la pliabilité et l'hétérogénéité de comportement des grains dans la tôle a été remarquée. Or, une prédéformation dans la direction DL permet d'écrouir les grains dans cette direction de façon homogène. De ce fait, la tôle devient plus homogène dans cette direction et permet ainsi une plus grande pliabilité. Cependant, la différence de pliabilité après prédéformation n'est pas très importante entre les deux directions.

Alliage	Axe de pliage	Angle de pliage final β_f (°)
6016 T4	DL	28°
	DT	26°
6005HtMn T4	DL	6°
	DT	6°

Tableau 6. Influence de l'axe de pliage sur la pliabilité des tôles.

Prédéformation dans l'axe DL (%)	Axe de pliage	Angle de pliage final β_f (°)
0	DL	28°
5	DL	48°
	DT	48°
10	DL	73°
	DT	68°

Tableau 7. Influence d'une prédéformation dans l'axe de laminage sur la pliabilité des tôles en 6016 T4.

I. 4. Conclusion

A l'issue de ce premier chapitre, nous avons vu que le procédé de sertissage est lié à de nombreux problèmes de qualité de surface. Nous nous sommes intéressé plus particulièrement au défaut rencontré en peau externe appelé « peau d'orange ». Ce défaut de surface se développe lors du pliage des tôles en alliages d'aluminium et donne un aspect rugueux pouvant aller jusqu'à la fissuration du matériau.

Pour étudier la pliabilité/sertissabilité des alliages d'aluminium de la série 6xxx utilisés dans la carrosserie automobile, un essai de pliage a été mis en place par l'entreprise ALCAN. Cet essai définit la pliabilité par un angle de pliage pouvant être atteint avant fissuration de la peau externe des tôles. Ainsi, le niveau de pliabilité des alliages d'aluminium peut être classé par ce paramètre. A l'aide de ce critère de pliabilité, une étude paramétrique a été effectuée pour déterminer l'influence du taux de manganèse dans les alliages ou le temps de traitement thermique lors du « Bake Hardening ». De plus, l'influence de l'axe de pliage et d'une prédéformation des tôles a été examinée. Deux alliages, le 6016 et le 6005, communément retrouvés dans la carrosserie automobile, ont été utilisés pour ces travaux. Les conclusions suivantes ont été observées

- La pliabilité augmente quand le manganèse présent dans l'alliage augmente.
- La pliabilité diminue si le temps de traitement thermique augmente.
- L'axe de pliage n'a pas d'influence notable sur la pliabilité des tôles à l'état T4. Nous supposons que ces résultats sont dus à l'état recristallisé des tôles.
- Une prédéformation des tôles diminue la pliabilité.

Les résultats de l'essai de pliage ne sont pas suffisants pour comprendre la relation existante entre la qualité de surface et la pliabilité des tôles. De ce fait, une étude du comportement des alliages est effectuée dans le chapitre II. Cette étude permet de comprendre l'effet du manganèse sur le comportement mécanique des alliages. Une analyse des mécanismes d'endommagement observés durant le pliage est faite dans la chapitre III. Cette analyse permettra de comprendre comment ces différents paramètres peuvent influencer la pliabilité. Enfin, un modèle mécanique de l'essai de pliage est conçu dans le chapitre IV. Ce modèle permettra d'analyser directement les effets du comportement des alliages sur la pliabilité.

CHAPITRE II.

Comportement des alliages d'aluminium 6xxx

Le chapitre précédent a permis de montrer la nécessité de comprendre la différence de pliability que l'on pouvait retrouver entre les alliages de la série 6xxx. D'une manière évidente, la caractérisation des matériaux utilisés est la première étape dans la compréhension des mécanismes mis en jeu. Compte tenu des impératifs de temps, nous nous sommes focalisés sur la détermination du comportement des alliages précédant à l'état T4. De ce fait, les alliages caractérisés sont le 6005 et le 6016, haut et bas manganèse, à l'état T4. Pour toutes opérations de mise en forme, les analyses capitales sont une analyse du comportement mécanique et une analyse microstructurale des alliages.

Dans un premier temps, la loi de comportement est nécessaire à la compréhension de la déformation des alliages. Cependant, du fait des grandes déformations rencontrées en pliage, l'essai de traction uniaxiale n'est pas suffisant pour caractériser l'état de déformation atteint pendant l'essai de pliage. De part cette limite, l'essai de compression plane est particulièrement utile pour obtenir une caractérisation de la loi de comportement des matériaux en grande déformation.

L'élément qui permet de différencier les alliages étudiés, est la quantité de manganèse dans la constitution métallurgique des matériaux. Il est permis de supposer que cette différence de composition, va jouer un rôle sur la microstructure des alliages. De ce fait, la seconde investigation porte sur la caractérisation de la microstructure, comme la taille et la morphologie des grains, mais également la texture des alliages à l'état non déformé. Ces propriétés sont abordées par microscopie optique et EBSD respectivement.

II. 1. *Lois de comportement des alliages d'aluminium 6xxx*

Des essais de traction uniaxiale ont été effectués jusqu'à une déformation de 0.2 environ. La déformation atteinte est plus faible que celle observée en pliage. De ce fait, des essais de compression plane, développés à l'Ecole des Mines, ont été effectués. La plupart des protocoles et calculs sont basés sur l'article de Bacha et al. [Bacha, 2006].

II. 1. 1. **Techniques expérimentales**

a. *Traction uniaxiale*

Les essais de traction uniaxiale ont été effectués pour caractériser la limite d'élasticité des alliages. Ils ont été effectués sur des éprouvettes de longueur 80 mm, de largeur d'environ 19 mm et d'épaisseur d'environ 1 mm.

b. *Compression plane bi-encastrée*

L'essai de compression plane consiste à comprimer un échantillon parallélépipédique en imposant un déplacement dans la direction y (**Figure 9**). L'échantillon, bloqué dans la direction z par un couloir, se déforme en première approximation dans le plan (x, y). Le dispositif est constitué d'un poinçon et d'une matrice, tous deux fabriqués dans un matériau très rigide par rapport aux alliages d'aluminium étudiés. Les essais sont effectués sur les alliages 6016 et 6005 haut et bas manganèse à l'état T4 (**Tableau 39**). Les courbes force/déplacement sont mesurées puis transformées en courbes de

contrainte/déformation en tenant compte des incertitudes de mesures (**Figure 10, Tableau 8**). Un descriptif complet de l'essai ainsi que des résultats bruts est donné en ANNEXE B.

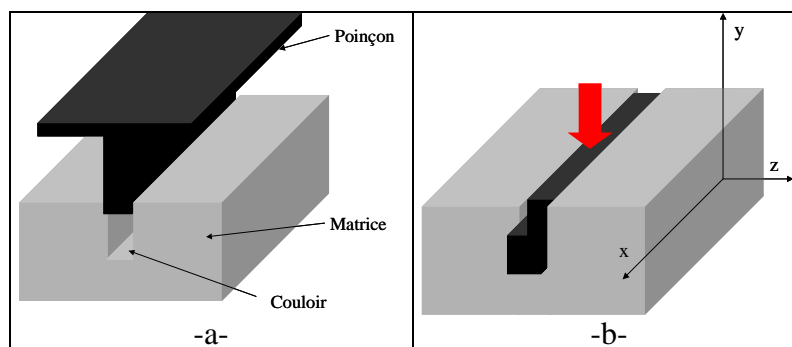


Figure 9. Principe de l'essai de compression plane.

	Capteur	Calibrage	Incertitude
Déplacement	LVDT	0.01mm pour	2% de la valeur lue + 3µm
Déformation		10 mm de course	$\delta\epsilon < 3.3\%\epsilon$
Force	Cellule de force	Effort maximal	2% de la valeur lue + 50N
Contraintes σ		de 100kN	$\delta\sigma < 3.3\%\sigma$

Tableau 8. Caractéristiques des mesures effectuées durant les essais de compressions planes.

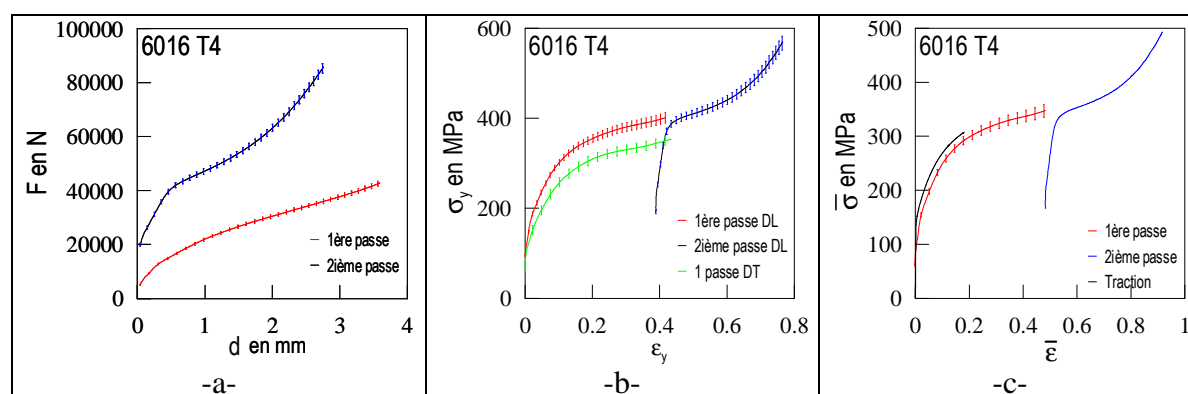


Figure 10. Essai de compression plane dans la direction DL avec les incertitudes de mesures, (a) Courbe force/déplacement, (b) Courbe contrainte σ_y /déformation ϵ_y , (c) Courbe contrainte $\bar{\sigma}$ /déformation $\bar{\epsilon}$.

II. 1. 2. Relation $\sigma=f(\epsilon)$

Bacha a montré qu'une loi de Voce étendue est particulièrement adaptée à ce type de comportement. En effet, une loi de Voce étendue corrèle les résultats expérimentaux à 4% d'erreur près (**Figure 11**). La loi de Voce a été utilisée premièrement par Voce [Voce 1948] tel que

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + (\sigma_{\infty} - \sigma_0) \left(1 - e^{-\delta \bar{\epsilon}_p}\right) + \alpha \bar{\epsilon}_p \quad (1)$$

où σ_0 est la limite d'élasticité. Les paramètres δ et σ_{∞} correspondent respectivement à l'écrouissage en petite déformation et à la contrainte à saturation de celui-ci. Le coefficient α correspond à l'écrouissage en grande déformation. La limite d'élasticité σ_0 est déterminée à l'aide d'un essai de traction uniaxiale. En effet, la précision de la mesure est mauvaise en compression plane pour les petites déformations. Le coefficient α est déterminé par la pente de la droite en fin d'essai (**Figure 12a**). Les deux autres paramètres, δ et σ_{∞} , sont caractérisés par optimisation avec un modèle de Newton-Raphson.

Les alliages ont un comportement assez similaire en petites déformations qui se singularise pour les grandes déformations. Cette différence de comportement est représentée par le coefficient α (**Figure 12b et Tableau 9**). En effet, la hausse du taux de manganèse augmente l'écrouissage en grande déformation. De ce fait, les alliages à haut taux de manganèse auront tendance, pour une variation de l'état de contrainte donnée, à avoir une variation de l'état de déformation plus faible et donc un état de déformation plus homogène entre grains en grande déformation. De plus, la hausse du taux de manganèse permet de diminuer la contrainte à saturation de l'alliage 6xxx. Cette diminution de contrainte à saturation permet de passer du stade d'écrouissage non linéaire au stade d'écrouissage linéaire, représenté par δ et α respectivement, plus rapidement et donc de bénéficier de l'homogénéisation pour un état de contrainte plus faible lors de la déformation de l'alliage. Ces hypothèses ont été corrélées à l'évolution du coefficient d'écrouissage défini par l'équation (2). Le coefficient d'écrouissage est toujours plus important pour les alliages haut manganèse signe d'une homogénéisation toujours plus importante (**Figure 13, Tableau 10 et Tableau 11**). De par ces résultats et en les comparant aux essais de pliage, le coefficient d'écrouissage pourrait être un bon paramètre macroscopique pour caractériser la pliabilité des alliages d'aluminium.

$$n = \frac{\bar{\varepsilon} \delta \bar{\sigma}}{\bar{\sigma} \delta \bar{\varepsilon}} \quad (2)$$

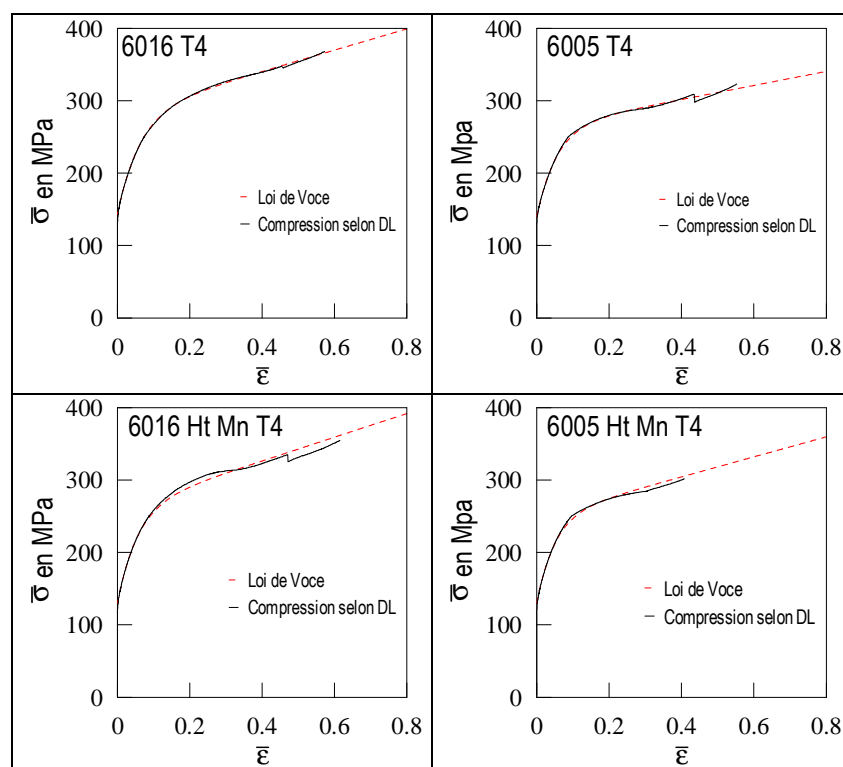


Figure 11. Corrélation entre le modèle de Voce et les essais expérimentaux.

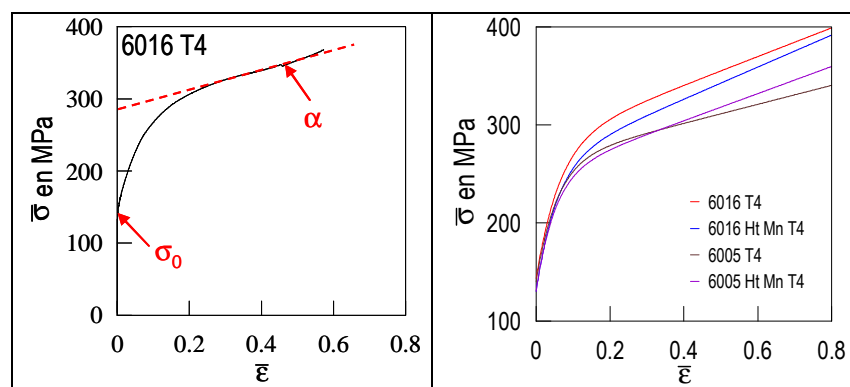


Figure 12. (a) Détermination des coefficients de la loi de Voce étendue, (b) Lois de comportement des matériaux.

Alliages	σ_0 (MPa)	σ_∞ (MPa)	δ	α (MPa)	Erreur maximale (%) $(\bar{\sigma}_{\text{exp}} - \bar{\sigma}_{\text{Voce}}) / \bar{\sigma}_{\text{exp}}$
6016 T4	143	282	16	146.4	3.15
6016 Ht Mn T4	130	261	18	163.5	3.95
6005 T4	140	263	18	96.8	3.17
6005 HT Mn T4	130	249	20	138.4	3.54

Tableau 9. Coefficients de la loi de Voce étendue et taux d'erreur maximale entre les résultats expérimentaux et la loi de Voce.

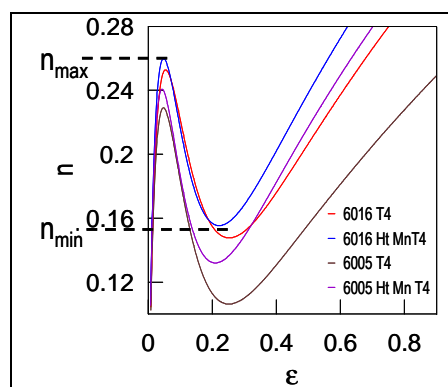


Figure 13. Evolution du coefficient d'érouissage en fonction de la déformation équivalente dans la direction DL.

	$\epsilon_{\text{max pic}}$	$n_{\text{max pic}}$	$\epsilon(n_{\text{min}})$	n_{min}
6016 T4	0.05	0.25	0.24	0.15
6016 Ht Mn T4	0.05	0.26	0.22	0.16
6005 T4	0.04	0.23	0.24	0.11
6005 Ht Mn T4	0.05	0.24	0.20	0.13

Tableau 10. Evolution du coefficient d'érouissage n pour les quatre alliages 6xxx à l'état T4.

Paramètres	$\epsilon_{\text{max pic}}$	$n_{\text{max pic}}$	$\epsilon(n_{\text{min}})$	n_{min}
Augmentation de Mn	→	↗	↘	↗

Tableau 11. Effet de l'augmentation du taux de manganèse sur l'évolution du coefficient d'érouissage.

II. 2. Microstructures et textures des tôles en alliage d'aluminium 6xxx à l'état non déformé

Des observations au microscope optique et au MEB suivies de mesures par EBSD de l'orientation cristalline des grains ont été effectuées pour connaître la microstructure et les textures des alliages étudiés à l'état non déformé. De plus, afin de connaître le comportement mécanique des grains, les facteurs de Taylor initiaux ont été déterminés. Un bref descriptif du fonctionnement du MEB, de l'analyse par EBSD ainsi que la formation de figure de pôle est donné en ANNEXE C.

II. 2. 1. Techniques expérimentales

a. Révélation des grains par microscopie optique et oxydation anodique

La microscopie optique combinée à une attaque chimique reste le moyen le plus simple de caractériser la microstructure d'un matériau. Les échantillons sont polis et soumis à une oxydation anodique avec une solution à base d'acide fluoborique (HbF_4) ou une attaque chimique à la soude (**Figure 14 à Figure 16**). L'oxydation anodique permet de révéler les grains en lumière polarisée sur un microscope optique. L'attaque à la soude se révèle être une meilleure technique car elle permet d'obtenir des images de meilleur contraste pour le traitement d'image et la caractérisation des grains. Cependant, les images prises après oxydation anodique sont plus représentatives de la microstructure de visu. Les observations optiques sont effectuées avec un microscope optique de type Olympus GX51 qui peut atteindre des grossissements compris entre X5 et X100. Grâce au logiciel Analysis, les grains sont cartographiés et les paramètres géométriques suivants sont mesurés (coordonnées du centre de gravité des grains, aire, facteur de forme, longueur de Ferret max. a et min b , orientation Ferret max). Les couleurs des grains sur les cartes correspondent à différents niveaux « d'élongation » calculés. Le niveau d'élongation est défini comme étant un manque de sphéricité telle que $\text{Elong.} = a / b$.

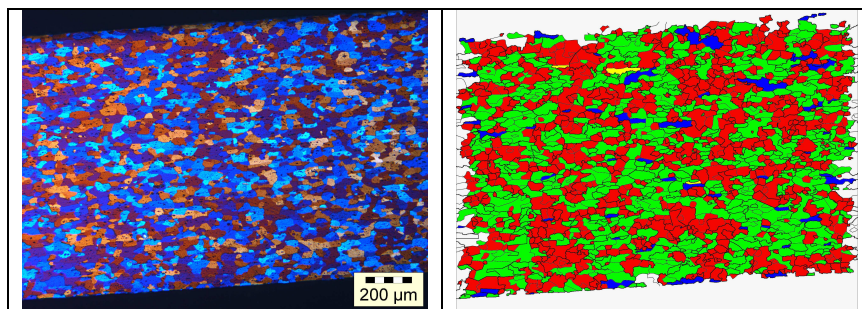


Figure 14. Observation au microscope optique en X10 du 6005 Ht Mn T4 après oxydation anodique (à gauche) et cartographie des grains (à droite) dans la zone « saine ».

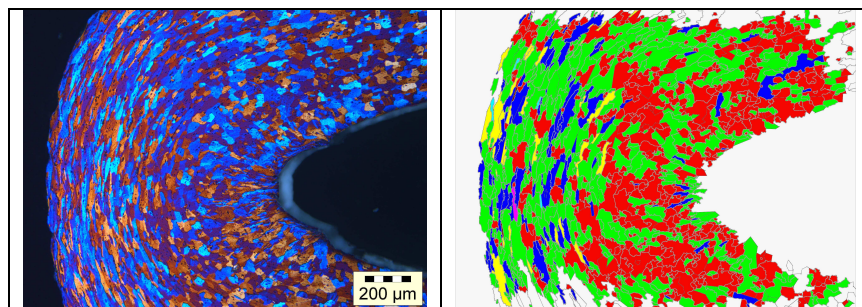


Figure 15. Observation au microscope optique en X10 du 6005 Ht Mn T4 après oxydation anodique (à gauche) et cartographie des grains (à droite) dans la zone endommagée.

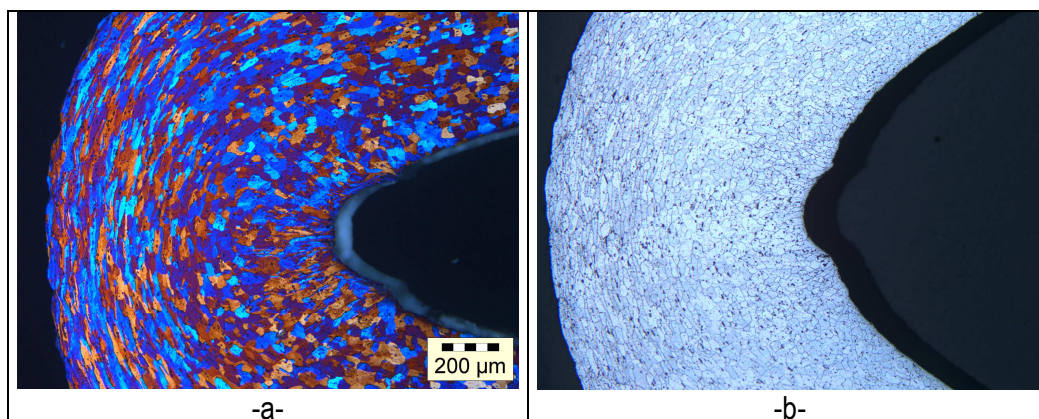


Figure 16. Révélation des grains par oxydation anodique (a) ou attaque à la soude (b).

b. Mesure de la texture par EBSD

L'EBSD est une technique permettant d'analyser les réseaux cristallographiques locaux en utilisant la diffraction des électrons retrodiffusés. Un bref descriptif du principe est donné en ANNEXE C. La procédure pour l'obtention d'un échantillon d'alliage d'aluminium utilisable à l'EBSD est décrite en ANNEXE D. Les paramètres du microscope et du système utilisés sont résumés dans les Tableau 12 et Tableau 13. Un pas de 1 μm avec un grandissement de 500 est utilisé pour les échantillons déformés afin de pouvoir observer les traces des bandes de glissement à l'intérieur des grains. La résolution de l'espace de Hough a été ajustée à 90. Cette résolution de l'espace de Hough permet d'améliorer considérablement le taux d'indexation malgré une augmentation du temps d'acquisition.

Microscope électronique	Faisceau	Système EBSD
MEB ZEISS Supra VP55	20 keV	caméra CCD Nordlys II

Tableau 12. Système et paramètres généraux utilisés pour la mesure d'orientation cristalline par EBSD.

	Echantillon non déformé	Echantillon plié
Grandissement	100	500
Pas (μm)	5	1
Binning	4x4	4x4
Gain	High	High
Nombre de frame	2	3
Résolution espace de Hough	60	60 à 90

Tableau 13. Paramètres utilisés pour l'acquisition des données EBSD.

c. Facteur de Taylor

La facteur de Taylor $M(g)$, compris entre 2 et 4 approximativement, permet de caractériser la dureté d'un grain g . Ce paramètre, défini par Taylor [Taylor 1938], relie les paramètres macroscopiques (σ , ϵ) d'un essai aux paramètres microscopiques (τ , γ). Ce facteur est souvent utilisé dans les modèles de Taylor que nous décrivons en ANNEXE O. Dans notre approche, nous mesurons le facteur de Taylor initial afin de caractériser la répartition du comportement mécanique des grains tel que

$$M(g) = \dot{W}(g) / \tau_c \dot{\epsilon} = \sum_s \dot{\gamma}^s(g) / \dot{\epsilon} = \sigma_0 / \tau_c(g) \quad (3)$$

où $\dot{W}(g)$, $\dot{\gamma}^s(g)$, $\tau_c(g)$ et σ_0 sont respectivement la puissance plastique, la vitesse de glissement d'un système de glissement s , la contrainte de cisaillement critique des systèmes d'un grain g et la limite d'élasticité.

II. 2. 2. Microstructure à l'état non déformé : morphologie et taille des grains

La taille et la morphologie des grains des alliages d'aluminium 6xxx ont été caractérisées à l'état non déformé dans le plan (DL, DN) (**Tableau 14**). Les grains sont déjà légèrement déformés en traction dans le sens de laminage de façon homogène sur toute l'épaisseur. Nous supposons que cette déformation est due à une recristallisation partielle donc à des restes de passes de laminages. La taille des grains est en moyenne de 24 μm dans la direction normale et de 45 μm dans la direction de laminage. Le temps de traitement thermique de « Bake Hardening » semble légèrement augmenter la taille des grains. Le rôle du manganèse n'est pas clair.

Alliage	Temps de traitement thermique à 170°C (min)	Ferret maximum moyen a_0 en μm	Ferret minimum moyen b_0 en μm	$\langle \bar{\epsilon} \rangle$
6016	0	50	26	0.37
	10	52	28	0.36
	20	53	29	0.35
6016 Ht M	0	36	19	0.37
	10	47	25	0.36
	20	52	27	0.38
6005	0	40	20	0.4
	10	45	23	0.39
	20	48	25	0.38
6005 Ht Mn	0	41	21	0.38

Tableau 14. Mesures des Ferrets max, min et de la moyenne des déformations $\langle \bar{\epsilon} \rangle$ des grains à l'état non déformé dans le plan (DL, DN).

II. 2. 3. Texture et facteur de Taylor à l'état non déformé

Une texture globale assez similaire à une texture aléatoire avec un léger pic de texture cube a été observée pour les alliages étudiés dans le plan (DL, DN) (**Figure 17**). Cependant, l'intensité de la texture cube est très faible (entre 2 et 4). De ce fait, la texture globale initiale ne permet pas d'expliquer la différence de pliabilité des alliages.

La caractérisation de l'évolution du facteur de Taylor a été effectuée. Pour être équivalent à l'essai de pliage étudié, un modèle de Taylor « Full Constraint » en traction a été utilisé. L'hypothèse de la déformation plane a été prise en compte. Cet état mécanique est supposé être assez proche de l'état mécanique à l'intérieur des tôles étudiées durant l'essai de pliage. Le modèle de Taylor ainsi que les paramètres standard utilisés sont décrits dans l'ANNEXE O. Sur la Figure 18, les courbes de distribution des coefficients de Taylor initiaux des quatre alliages étudiés à l'état T4 ainsi que le facteur de Taylor moyen \bar{M} et l'écart-type σ peuvent être observés. Les quatre alliages ont approximativement la même distribution de facteurs de Taylor sous forme d'une distribution bi-modale avec un facteur de Taylor moyen aux environs de 2.75. La moyenne et l'écart type sont identiques à 0.04 et 0.02 près respectivement pour les quatre alliages. De ce fait, la distribution (la texture macroscopique) ne permet pas de départager les alliages étudiés en terme de pliabilité.

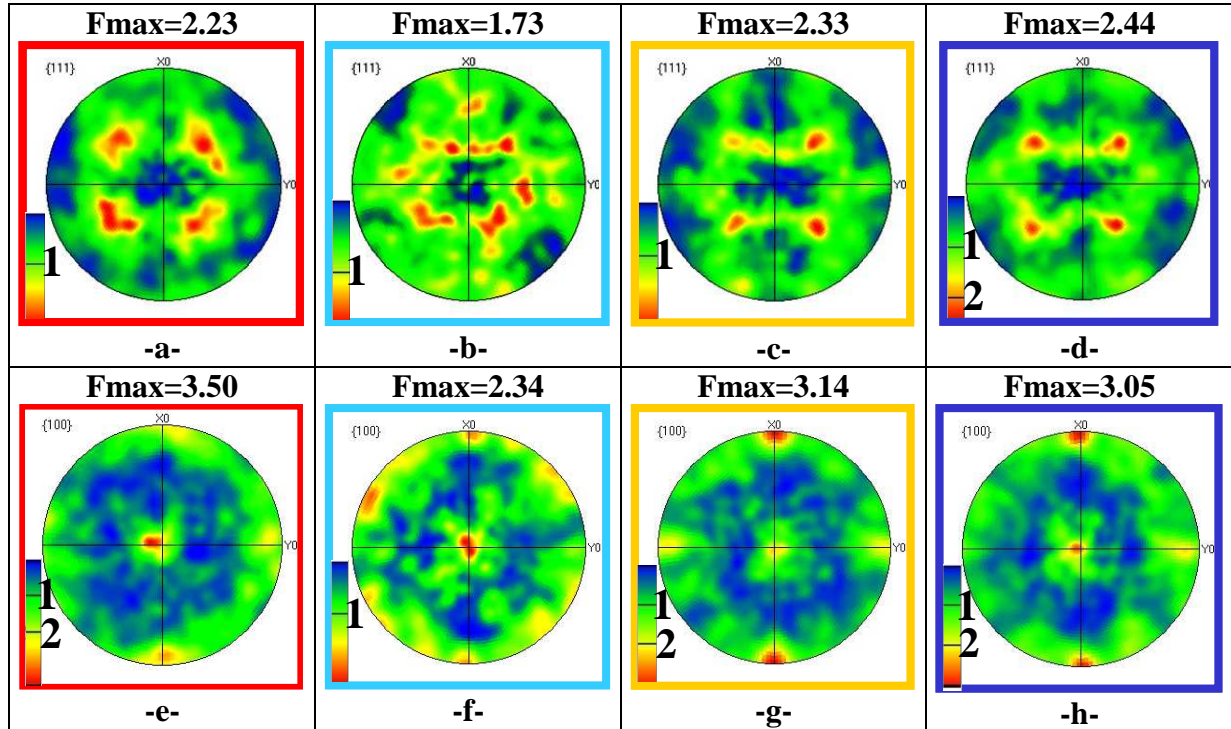


Figure 17. Figures de pôle $\{111\}$ et $\{100\}$ du 6016 bas manganèse (a, e), avec ajout de manganèse (b, f) et du 6005 bas manganèse (c, g), avec manganèse (d, h) à l'état T4 dans le plan (DL, DN). Fmax correspond à l'amplitude de la texture maximale.

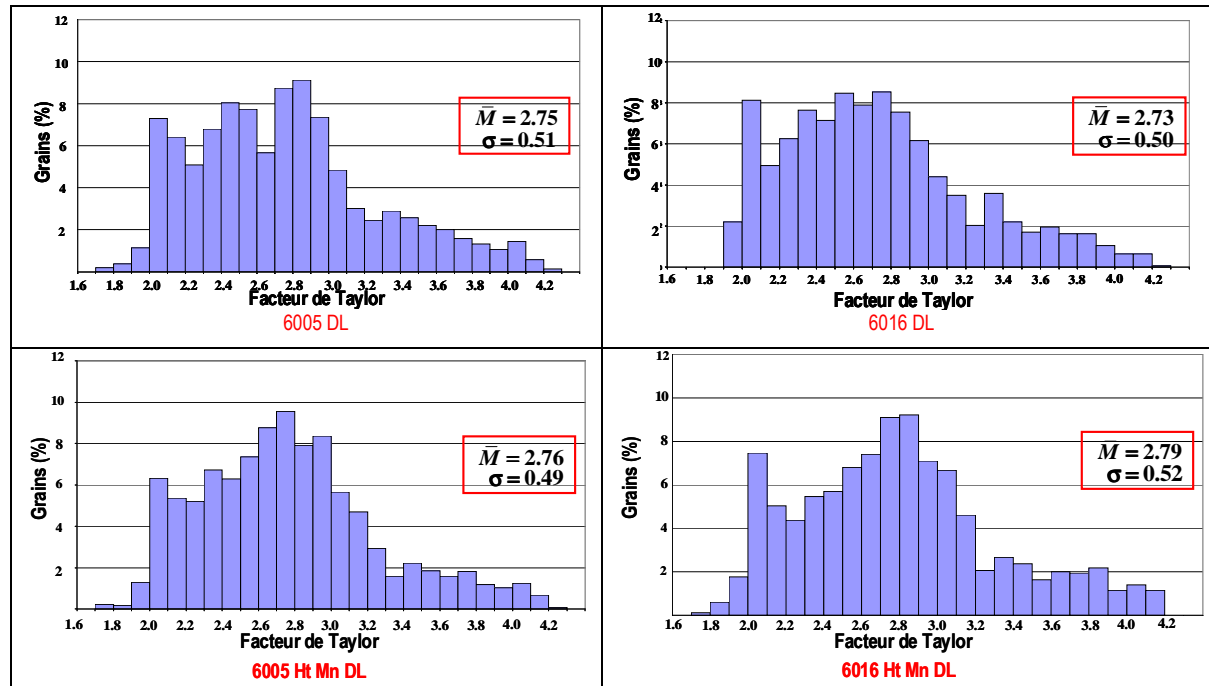


Figure 18. Courbe de distribution, moyenne \bar{M} et écart-type σ du facteur de Taylor pour une tôle non déformée de chaque alliage d'aluminium étudié à l'état T4 dans le plan (DL,DN).

II. 3. Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement des alliages 6005 et 6016, haut et bas manganèse, à l'état T4 a été caractérisé par des essais de compression plane bi-encastree. Ces lois de comportement peuvent se définir par une loi de Voce étendue. Les alliages étudiés ont un comportement similaire en petite déformation qui se différencie en grande déformation. En effet, l'écrouissage en grande déformation, représenté par le coefficient α , est proportionnel au taux de manganèse.

La microstructure des alliages a été analysée en déterminant la taille, la morphologie et l'orientation cristalline des grains à l'état non déformé. La taille et la morphologie des grains ont été déterminées par microscopie optique. Les grains sont légèrement allongés dans la direction de laminage mais de façon homogène dans l'épaisseur des tôles. Cette morphologie est due à la recristallisation des grains par traitement thermique (état T4) après laminage des tôles. Le rôle du manganèse n'est pas évident. L'orientation cristalline des grains a été caractérisée par EBSD. Une texture macroscopique de type aléatoire a été observée pour les quatre alliages étudiés. Afin de connaître le comportement mécanique microscopique des tôles, un modèle de Taylor FC combiné aux résultats EBSD a été utilisé pour simuler un essai de traction plane, essai permettant un état de déformation proche de l'essai de pliage à cœur des tôles. Une distribution bi-modale équivalente du facteur de Taylor a été observée pour les quatre alliages à l'état non déformé.

Sur ces bases, la différence de pliabilité ne peut être imputée à la microstructure initiale des alliages. Cependant, ces observations ne permettent pas de définir l'évolution microstructurale des alliages durant l'essai de pliage. De ce fait, une étude approfondie de l'évolution de la microstructure sera effectuée dans le prochain chapitre. Une différence de comportement mécanique macroscopique a été observée. Ainsi, la détermination du rôle de l'écrouissage en grande déformation des alliages dans la pliabilité s'avère nécessaire à la compréhension des mécanismes (Chapitre IV).

CHAPITRE III.

Caractérisation expérimentale des mécanismes d'endommagement des alliages 6xxx en pliage

Dans le chapitre I, nous avons montré que les alliages d'aluminium de la série 6xxx étudiés avaient une différence de pliabilité notable. La pliabilité va se caractériser par une chute de la charge appliquée par l'indenteur causée par une fissuration de la peau externe. Une fois l'essai de pliage terminé, l'ensemble des alliages a une surface externe endommagée à différents degrés d'importance. Quels mécanismes d'endommagement se cachent derrière cette fissuration de la peau externe ? Ont-ils un lien avec la pliabilité des alliages ? Nous avons analysé, dans le chapitre II, le comportement mécanique macroscopique et la microstructure des matériaux à l'état non déformé. La microstructure initiale ne permet pas d'expliquer la différence de pliabilité. Une différence d'écrouissage en grande déformation singularise les alliages étudiés mais n'explique pas comment s'endommagent les matériaux. Afin de répondre à ces questions, nous nous intéressons, dans ce chapitre, aux mécanismes d'endommagement observés expérimentalement lors des essais de pliage.

L'ensemble de la littérature sur le pliage s'accorde à dire que l'endommagement des alliages d'aluminium lors de l'essai de pliage s'effectue par la formation de rugosités en peau externe et de bandes de localisation de la déformation. Cependant, les auteurs ne s'accordent pas sur le déroulement chronologique des mécanismes et les causes de cet endommagement. Deux théories sont proposées :

- L'endommagement est dû à une imperfection géométrique sur la peau externe ([Sarkar, 2004], [Lieviers, 2003])
- L'endommagement est dû à une hétérogénéité microstructurale du matériau ([Dao, 2001])

D'après Schmid et al. [Schmid, 1950], lors de la déformation en traction, les premiers glissements apparaissent dans les grains qui possèdent des plans de glissement cristallographiques orientés à 45° de la direction de sollicitation c'est-à-dire dans la direction où la contrainte tangentielle σ_{12} est maximale. Ces grains auront un taux de déformation très supérieur à leurs voisins. Pour Dillamore (1979), les bandes de localisation de la déformation sont dues à un adoucissement hétérogène se produisant dans des polycristaux possédant de fortes textures, c'est-à-dire des textures dans lesquelles une très petite valeur de cisaillement sur les systèmes de glissement de chaque grain permettra une certaine déformation. Ces travaux auront tendance à conclure quant à la prédominance de l'hétérogénéité microstructurale (ici la texture cristalline) dans l'endommagement. Il nous paraît donc intéressant d'analyser les différents travaux étudiant l'influence des textures cristallines sur le mécanisme d'endommagement des alliages d'aluminium ainsi que leur modèle développé en termes de plasticité cristalline et d'éléments finis.

Dans un second temps, nous avons examiné, par microscopie optique et électronique, les mécanismes d'endommagement présents lors d'essais de pliage interrompus sur l'alliage d'aluminium 6016 à l'état T4. Une quantification des mécanismes d'endommagement définis est alors effectuée à l'aide d'informations tirées d'observations optiques et de mesures EBSD.

III. 1. Littérature

III. 1. 1. Mécanisme d'endommagement des alliages d'aluminium en pliage

Plusieurs travaux ont étudié expérimentalement les mécanismes d'endommagement des alliages d'aluminium durant un essai de pliage (**Tableau 15**). D'après ces auteurs, les matériaux s'endommagent par la combinaison de cavitation et de localisation de la déformation dans des bandes de cisaillement orientées à environ 45° de la direction maximale de tension. Ils proposent le mécanisme d'endommagement suivant :

- Formation d'une ondulation de surface sur la peau externe en traction
- Des bandes de déformation localisée se propagent à partir des creux de ces ondulations de surface à 45° de la direction maximale de tension (**Figure 19**).
- Une fissure s'initie en surface. La facilité avec laquelle la fissure se forme dépend de l'état de surface du matériau, de la présence de petites fissures et de particules intermétalliques proches de la surface. De plus, des cavités se forment autour des particules se trouvant dans la région de ces bandes de déformation et s'orientent entre 40 et 50° de la direction maximale de tension (**Figure 20**).
- La fissure se propage dans l'épaisseur de la tôle principalement dans les bandes de cisaillement et de façon intergranulaire (Lievers, 2003 ; Sarkar, 2004) ou transgranulaire (Dao, 2001) le long des particules intermétalliques.

Auteurs	Alliages	Essais	Causes	Mécanismes d'endommagement
[Sarkar, 2004]	AA6111	Pliage	Instabilités de surface	Localisation de la déformation Cavitation Fissuration intergranulaire
[Lievers, 2003]	AA6111	Pliage	Instabilités de surface	Localisation de la déformation Cavitation Fissuration intergranulaire
[Dao, 2001]	AA6111	Pliage	Hétérogénéité du matériau	Instabilités de surface Localisation de la déformation Cavitation Fissuration transgranulaire
[Minoda, 2006]	AA6016	Pliage	Hétérogénéité du matériau	Instabilités de surface Localisation de la déformation Cavitation Fissuration
[Xue, 2008]	AA2024 T351	Pliage	Hétérogénéité du matériau	Fissuration par cisaillement

Tableau 15. Mécanismes d'endommagement observés expérimentalement durant un essai de pliage.

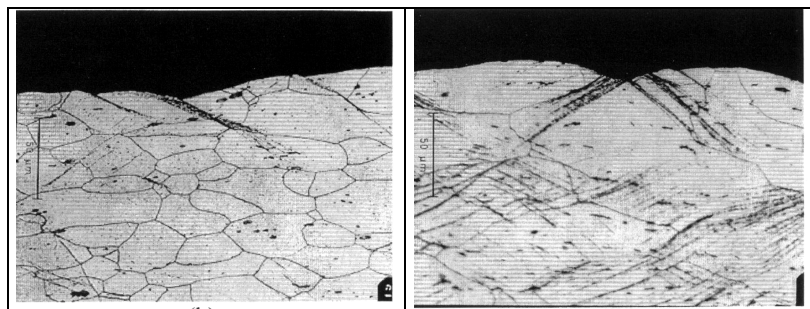


Figure 19. Formation de bandes de localisation de déformation pendant un essai de pliage [Dao, 2001].

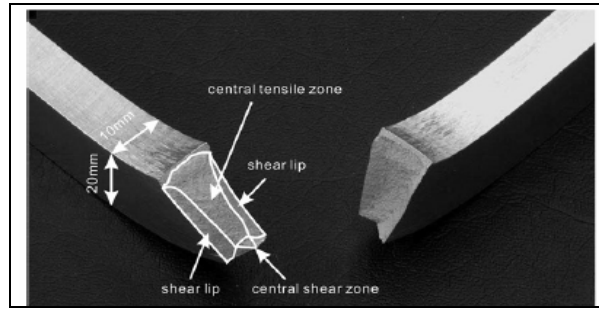


Figure 20. Endommagement pendant un essai de pliage [Xue, 2008].

III. 1. 2. Influence de différents paramètres

Les travaux étudiant expérimentalement l'influence de divers paramètres sur l'endommagement des alliages d'aluminium et donc leur pliabilité sont extrêmement rares car il est très difficile d'observer la localisation de la déformation et la caractériser. Les auteurs de travaux expérimentaux se basent plus sur des mesures macroscopiques comme des lois de comportement, des angles de pliage pour étudier la pliabilité (Hirth 2001 ; Sarkar, 2004 ; Lievers, 2003 ; Minoda, 2006). De ce fait, la plupart des travaux sur les mécanismes d'endommagement, tel que la localisation de la déformation, dans les alliages d'aluminium utilisent une approche numérique pour observer l'influence des lois de comportement, de la texture ou encore des particules de seconde phase (**Tableau 16, Tableau 17**). L'approche la plus souvent utilisée est une approche type plasticité cristalline pour définir le comportement du matériau avec une hétérogénéité géométrique ou matérielle (texture, imperfection) pour créer de la localisation. Les résultats observés sont de type déformation principale, pour la localisation, ou la profondeur des rugosités. Ces modèles sont souvent combinés à un critère permettant de prédire l'initiation de la localisation de la déformation comme le critère de Marciniak- Kuczynski (1967) ou le critère de Rice (1975). Ces différents critères sont décrits en ANNEXE J. Bien sûr, afin de modéliser l'endommagement des tôles en alliages d'aluminium lors d'essais de type traction ou pliage, les auteurs ont émis des hypothèses de travail justifiées par des observations expérimentales de l'endommagement. Cependant, les travaux comparant des résultats quantitatifs expérimentaux et numériques sont très rares.

Xue et al.[Xue, 2008] montrent que les modèles en plasticité classique négligent souvent les variations structurales microscopiques se produisant durant le procédé alors que la microstructure évolue. Ces modèles ne permettent donc pas de reproduire fidèlement les mécanismes d'endommagement expérimentaux. Dans leur modèle, ils utilisent une loi d'endommagement avec un facteur d'endommagement qui prend en compte le changement de microstructure de la tôle. Xue et al.[Xue, 2008] ont pu alors observer que le mécanisme d'endommagement différait selon la prise en compte ou pas de l'endommagement microstructural du matériau. Ainsi, le modèle éléments finis utilisé peut donner de faux résultats si les mécanismes d'endommagement réels ne sont pas pris en compte.

Dans la plupart des travaux en pliage, les simulations permettent de valider les mécanismes d'endommagement observés expérimentalement. Cependant, les causes de cet endommagement divergent. Par exemple, Wu et al. [Wu 2004] expliquent que la cause principale de l'endommagement des alliages d'aluminium 6111 est surtout la répartition spatiale des orientations cristallines. Ils donnent les étapes caractéristiques de l'endommagement de ces alliages d'aluminium durant un essai de traction :

- Pour $\varepsilon \leq 0.005$, le développement des rugosités est dû à une rotation des grains externes
- Pour $0.005 \leq \varepsilon \leq 0.25$, la croissance des rugosités est due au cisaillement et à l'affinement des grains.
- Pour $\varepsilon \geq 0.25$, il y a risque d'apparition de striction

Dans ce paragraphe, l'influence de la composition chimique, de la texture ou des lois de comportement des alliages d'aluminium sera examinée.

Paramètres	Expérimental	Simulation numérique	
Loi de comportement		[Marciniak, 1967]	[Triantafyllidis, 1982]
Sensibilité à $\dot{\epsilon}$	[Becker, 1992]	[Marciniak, 1967] [Asaro, 1985]	[Becker, 1992] [Wu, 2004]
Ecouissage	[Becker, 1992]	[Marciniak, 1967] [Asaro, 1985] [Becker, 1992]	[Dao, 2001] [Wu, 2004]
Anisotropie		[Marciniak, 1967]	[Kuroda, 2004]
Limite d'élasticité σ_0		[Marciniak, 1967]	
Largeur de distribution de σ_0	Pas analysé	Pas analysé	
Répartition spatiale de σ_0	Pas analysé	Pas analysé	
Texture initiale	[Asaro, 1985] [Becker, 1992] [Wu, 2004]	[Asaro, 1985] [Becker, 1992] [Dao, 2001]	[Wu, 2004] [Kuroda, 2007] [Wu, 2004]
Rotation cristalline	[Asaro, 1985] [Becker, 1992]	[Asaro, 1985] [Becker, 1992] [Dao, 2001]	[Kuroda, 2007] [Wu, 2004]
Répartition spatiale des orientations cristallines	[Becker, 1992]	[Becker, 1992]	[Wu, 2004]
Structure cristalline	[Becker, 1992]	[Becker, 1992]	[Wu, 2004]
Imperfection géométrique de surface	Pas analysé	[Marciniak, 1967] [Triantafyllidis, 1982]	[Kuroda, 2004] [Wu, 2004]
Particules de seconde phase		[Dao, 2001]	

Tableau 16. Paramètres influençant directement ou indirectement l'endommagement des alliages d'aluminium en pliage ou traction et les travaux quantifiant leur effet.

Auteurs	Modèle	Essais	Endommagement	Paramètres étudiés	Mesures
					Comparaison expérimental
Marciniak (1967)	Critère de M.K	Emboutissage	Rug, Loc	LC, n, Rug initiale, Anisotropie	ϵ, σ
					Non
Triantafyllidis (1982)	J2 corner theory bifurcation Rug initiale	pliage	Rug, Loc	LC,Rug initiale	ϵ
					Non
Dao (2001)	Pl.C + fem Critère de Rice	Pliage	Loc, Rug Rupture	n, T particules	ϵ
					Non
Kuroda (2004)	Pl.C Rug initiale Pl.C + fem Hétérogénéité Matériaux J2 corner theory	Pliage	Loc	Rug initiale Anisotropie	$\dot{\epsilon}_{loc}$
					Non
Xue (2008)	Plasticité Facteur d'endommagement	Pliage	Loc Rupture	Facteur d'endommagement	ϵ
					Non
Asaro (1985)	Pl.C	Traction	Loc	$\dot{\epsilon}, n, T$	ϵ, T
					Oui
Becker (1992)	Pl.C + fem T expérimentale	Traction	Loc, Rug	$\dot{\epsilon}, n, T$ Structure cristalline	R, ϵ
					Oui
Wu (2004)	Pl.C + fem T expérimentale	Traction	Loc, Rug	Rug initiale $\dot{\epsilon}, n, T$, Structure cristalline	R, ϵ
					Oui
Wu (2004)	Pl.C Critère de M.K Rug initiale	Traction biaxiale	Rug, Loc	T cube idéale	Courbes FLD
					Non
Kuroda (2007)	Pl.C + imperfection Critère de Rice Pl.C + fem Hétérogénéité matériaux	Traction compression Pliage	Loc	T	ϵ
					Non
Pl.C : Plasticité cristalline Loc : Localisation de la déformation, Rug : Formation d'instabilité de surface T : Texture, LC : Lois de comportement, n : écrouissage M. K : Marciniak-Kuczynski					

Tableau 17. Descriptif des modèles utilisés pour étudier l'endommagement des alliages d'aluminium durant des essais de type traction ou pliage.

a. Influence de la composition chimique

D'après de nombreux auteurs [Sarkar 2004, Lievers 2003, Minoda 2006], l'augmentation du taux massique de fer et de silicium permet de créer plus de particules de seconde phase β -AlFeSi et Mg_2Si respectivement avec une taille proportionnelle à cette augmentation. Ces particules sont responsables de l'endommagement par cavitation. Leur augmentation est néfaste pour la pliabilité car ils permettent une localisation de la déformation plus importante. De plus, une fois que tous les composants de fer et de magnésium ont été utilisés pour former des précipités, le silicium reste en solution solide. Ce mécanisme va durcir le matériau et diminuer sa formabilité générale.

L'augmentation du taux de cuivre permet la formation d'un nombre plus important de bandes de cisaillement [Minoda 2006]. De ce fait, le cuivre augmente la localisation de la déformation dans les zones où il est concentré. Le cuivre n'a aucun effet sur la formation des particules de seconde phase.

D'après Dubost et al. [Dubost 1991], le manganèse précipite dans les alliages d'aluminium sous forme de « dispersoïdes ». Pendant la déformation de l'alliage, les dispersoïdes peuvent, par leur présence, avoir deux effets opposés. Dans un premier temps, ils peuvent bloquer le déplacement des dislocations permettant un durcissement de l'alliage. Mais dans un second temps, les dislocations s'inhibent par paire opposée : cette diminution du nombre de dislocations permet de recouvrer une certaine formabilité de l'alliage. En conclusion, on peut supposer que l'élément Mn est bénéfique à la formabilité du matériau. L'ensemble des résultats est résumé dans le Tableau 18.

Auteurs	Alliage	Essais	Composant chimique			
			Fer	Silicium	Cuivre	Manganèse
[Sarkar 2004]	AA6111 T4	Traction Pliage	+			
[Lievers 2003]	AA6111 T4	Traction pliage	+			
[Minoda 2006]	AA6016 T4	Pliage	+	+		
[Minoda 2006]	AA6016 T4	Pliage			+	
[Hirth 2001]	AA6016 T4	Traction Pliage		+		
[Dubost 1991]	AA6xxx					-
+ Néfaste - Bénéfique						

Tableau 18. Influence de la composition chimique sur la pliabilité des alliages d'aluminium 6xxx.

b. Influence de la texture cristalline dans les alliages d'aluminium pendant des essais de traction et de pliage en déformation plane

Beaucoup de travaux de modélisation ont démontré que la texture cristallographique initiale d'un alliage jouait un rôle important dans la formabilité de celui-ci (Tvergaard 1993 ; Kuroda 2007 ; Becker 1992 ; Dao 2001). Les textures typiques de laminage sont pour les alliages d'aluminium, le cuivre ($[112]<11-1>$), le laiton ($[110]<1-12>$), S ($[123]<63-4>$) tandis que les textures de recristallisation sont les textures Cube ($[100]<001>$) et Goss ($[110]<001>$) [Barlat, 1987].

Afin d'étudier l'effet des textures cristallines sur les alliages, Asaro et al. [Asaro, 1985] ont développé un modèle analytique basé sur le modèle de Taylor polycristallin pour lequel chaque grain est caractérisé par une relation de glissement élasto-viscoplastique. Ce type de modèle est détaillé en ANNEXE O afin de comprendre son fonctionnement dans les travaux suivants. D'après ces informations, l'utilisation d'un modèle éléments finis combiné avec la plasticité cristalline est capital pour étudier le pliage des alliages d'aluminium de la série 6000. Nous avons résumé les résultats de la littérature dans les Tableau 19 et Tableau 20.

La texture Cube est la texture amenant le plus de résistance à la localisation de la déformation et donc le plus de formabilité au matériau dans toutes les directions de chargement. Cependant, Wu et al.

[Wu, 2004] ont démontré de la même manière qu'une texture cube idéale, c'est à dire avec une désorientation nulle, diminuait la formabilité du AA6111 T4. La formabilité s'améliorerait avec l'augmentation de la désorientation angulaire (jusqu'à 15°). Les textures de laminage et la texture Goss (pour un chargement en DT) sont, quant à elles, les textures amenant une localisation de la déformation ainsi qu'une formation de rugosité très sévères. Les différents travaux observent qu'une texture aléatoire amène également une intense localisation de la déformation mais moins sévère que les textures précédentes. Les différents auteurs n'expliquent pas l'influence de telle ou telle textures sur l'endommagement des alliages d'aluminium. Nous supposons que la localisation de la déformation, dans le cas des textures de laminage et Goss, est due à une distribution de la limite d'élasticité initiale plus large (pour une même largeur de distribution d'orientations) et un coefficient d'écrouissage plus faible (rotation cristalline plus importante). Tandis que pour la texture cube non idéale, les grains sont supposés très « mous » avec un écrouissage plus important (rotation cristalline faible) qui permettra d'accommoder la déformation de manière plus homogène. Wu et al. [Wu 2004] concluent que ce ne sont pas les orientations cristallines prises individuellement qui sont importantes dans l'endommagement du matériau mais leur répartition spatiale (texture) et donc une combinaison d'orientations cristallines voisines.

Kuroda et al. [Kuroda 2007] ont observé que les éléments finis et un modèle analytique de Taylor n'amènent pas forcément les mêmes résultats. Cette différence de résultats peut être due à une différence de mécanisme d'endommagement mis en jeu selon le modèle utilisé. De plus le modèle de Taylor utilisé ne prend pas en compte l'incompatibilité possible des grains (distorsion trop importante) pour de grandes déformations. Ils donnent comme piste l'utilisation d'un modèle de type « relaxed constraints » développé par Honneff (1978).

Modèle		Localisation de la déformation					
Auteurs	Essais	Laiton	Cuivre	S	Goss	Cube	Aléatoire
[Dao, 2001]	Pliage	+++	+++	+++			++
[Kuroda 2007]	Pliage d'axe DT	+	++	+	-	-	+
	Pliage d'axe DL	+++	-	+	+++	-	+
	Traction/compression DL	++	+++	+++	-	-	++
	Traction/compression DT	+++	+	++	+++	-	++
[Becker 1992]	Traction DT				++	-	++
- Pas de localisation ++Localisation intense + Localisation peu intense +++ Localisation très intense							

Tableau 19. Influence de la texture sur la localisation de la déformation.

Modèle		Formation d'instabilités de surface					
Auteurs	Essais	Laiton	Cuivre	S	Goss	Cube	Aléatoire
[Dao, 2001]	Pliage	+++	+++	+++			++
[Kuroda 2007]	Pliage d'axe DT	+	++	+	-	-	+
	Pliage d'axe DL	+++	-	+	+++	-	+
	Traction/compression DL	++	+++	+++	-	-	++
	Traction/compression DT	+++	+	++	+++	-	++
[Becker 1992]	Traction				++	-	++
[Wu, 2004]	Traction DT				++		
[Wu, 2004]	Traction biaxiale					Id ++	
- Pas de rugosité ++Rugosités profondes + Rugosités peu profondes +++ Rugosités très profondes							

Tableau 20. Influence de la texture sur la formation d'instabilités de surface.

c. Influence de la loi de comportement et de l'érouissage

Marciniak, Becker, Dao et al. [Marciniak 1967, Becker 1992, Dao 2001] s'accordent sur le fait qu'une augmentation du coefficient d'érouissage diminue la localisation de la déformation et la formation de rugosités. En effet, une augmentation du coefficient d'érouissage permet d'accommoder la déformation macroscopique de manière plus homogène.

d. Influence de particule de seconde phase

Dans le paragraphe sur l'influence de la composition chimique, nous avons observé que certains composants chimiques permettaient de former des particules de secondes phases. En général, ces particules de secondes phases initient l'endommagement par cavitation du matériau. Dao et al. [Dao, 2001] ont observé que les particules de seconde phase augmentent la localisation de la déformation et la formation d'ondulation de surface spécialement si les particules sont proches de la surface.

III. 1. 3. Synthèse

Le mécanisme d'endommagement dans les alliages d'aluminium 6xxx durant le pliage a été déterminé dans la littérature. Son déroulement est le suivant :

- Formation d'une ondulation de surface sur la peau externe en traction
- Des bandes de déformation localisée se propagent à partir des creux de ces ondulations de surface à 45° de la direction maximale de tension.
- Une fissure s'initie en surface. La facilité avec laquelle la fissure se forme dépend de l'état de surface du matériau, de la présence de petites fissures et de particules intermétalliques proches de la surface. De plus, des cavités se forment autour des particules se trouvant dans la région de ces bandes de déformation et s'orientent entre 40 et 50° de la direction maximale de tension.
- La fissure se propage dans l'épaisseur de la tôle principalement dans les bandes de cisaillement et de façon intergranulaire (Lievers, 2003 ; Sarkar, 2004) ou transgranulaire (Dao, 2001) le long des particules intermétalliques.

Les auteurs ne s'accordent pas sur le déroulement chronologique du mécanisme en ce qui concerne la localisation de la déformation et la formation de rugosités en peau externe. De plus, ils ne s'accordent pas sur la cause de cet endommagement qui serait dû à une imperfection géométrique en surface ou à une hétérogénéité microstructurale du matériau (**Tableau 15**).

L'influence de divers paramètres comme la composition chimique, la texture, le coefficient d'érouissage ou les particules de seconde phase a été étudiée. Cependant, beaucoup de ces paramètres ont été étudiés par modélisation, comme l'effet de la texture, et non expérimentalement. Les conclusions suivantes ont été tirées :

- Pour ce qui est de la composition chimique, le fer et le silicium, par la formation de particules de seconde phase, favoriseraient l'endommagement par cavitation. Le cuivre permettrait d'augmenter la déformation par bandes de cisaillement et donc favoriserai la localisation. Cependant, le manganèse, par la formation de dispersoïdes, permettrait une résistance accrue à la localisation.
- Au sujet des textures, la texture cube permet d'améliorer la résistance à la localisation tandis que les textures de laminage, Goss et aléatoire favorisent la localisation de la déformation et la formation d'instabilités de surface. Cependant, certains auteurs font remarquer que c'est la répartition spatiale des orientations cristallines qui est la principale cause de l'endommagement.

- Au sujet des instabilités de surface initiales, les auteurs sont unanimes quant à leur effet néfaste. L'apparition de la localisation est d'autant plus précoce que la profondeur des instabilités de surface initiales est grande.
- Une augmentation du coefficient d'érouissage diminue la localisation en accommodant de façon plus homogène la déformation macroscopique.
- Enfin, les particules de seconde phase favoriseraient l'endommagement des alliages d'aluminium. Elles permettent l'endommagement par cavitation et favorisent la localisation de la déformation.

En conclusion, Dao et al. [Dao 2001] supposent que la pliabilité d'un alliage d'aluminium peut être améliorée en augmentant le coefficient d'érouissage, en diminuant la fraction volumique de particules et en la rendant plus homogène, en nettoyant les joints de grains des particules de secondes phases et en diminuant la taille des rugosités en surface avant et pendant l'essai.

III. 2. Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement

III. 2. 1. Observations macroscopiques

Des essais interrompus de pliage ont été effectués sur l'alliage d'aluminium 6016 à l'état T4. L'apparition et le développement d'ondulations de surface ont été observés par microscope optique sur des coupes (**Figure 21**). A partir d'un déplacement de poinçon $u=0.92 U_r$, l'initiation et la propagation d'une fissuration dans les creux des ondulations ont été remarquées (**Figure 21g, h**).

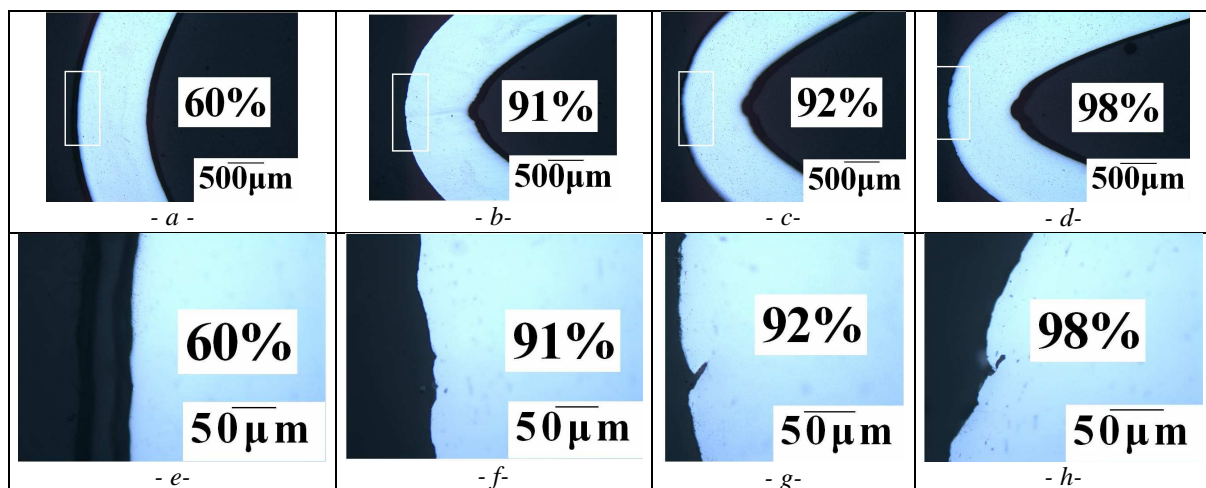


Figure 21. Essais interrompus de pliage. Formation d'ondulations (a, b, e, f), Fissuration dans les creux des ondulations en peau externe (c, d, g, h).

L'endommagement des tôles durant le pliage s'effectue en plusieurs étapes. La Figure 22 montre une section de l'alliage 6016 à l'état T4 pour l'angle de pliage à rupture. La Figure 22a, b montre la localisation de la déformation et le développement de rugosités en peau externe. La localisation de la déformation puis fissuration de certains grains en peau externe ont été observées sur la Figure 22 c, d. La cavitation est négligeable avant fissuration. La fissuration s'initie à environ 40° de la direction de traction. La localisation de la déformation sera étudiée plus en détails par EBSD. Afin de connaître les effets des instabilités de surface, des essais de pliage avec contrôle de la surface ont été effectuées sur du 6016 à l'état T4 plié dans la direction DT (axe de pliage=DL) ($\beta_{f_reference}=26^\circ$) en suivant le protocole ci-dessous :

- Polissage de la surface externe de la tôle jusqu'à obtenir un poli miroir avant essai de pliage. Une légère amélioration sur la pliabilité de l'alliage a été remarquée ($\beta_f=21^\circ$). L'état de surface

« brut » avant pliage utilisé par Alcan est suffisamment non rugueux pour ne pas avoir d'influence notable.

- Polissage des tôles à l'apparition de rugosités sur la peau externe pendant l'essai, avec un papier P4000, puis reprise de l'essai. Une légère amélioration sur la pliabilité de l'alliage a été remarquée ($\beta_f=20^\circ$). La formation de rugosité n'a pas d'influence notable sur la pliabilité.
- Formation de rayures plus ou moins profondes sur la peau externe dans la direction de pliage avant l'essai. Si la rayure est très fine, c'est à dire moins profonde que les rugosités formées, aucun changement notable de comportement est observé ($\beta_f=26^\circ$). En revanche, si la rayure est profonde, la pliabilité est diminuée ($\beta_f=47^\circ$). Cette baisse de pliabilité peut être due à un endommagement de l'alliage (fissuration des grains externes).

L'état de surface « Brut » de l'alliage à l'état non déformé, utilisé par Alcan, est suffisamment non rugueux pour ne pas avoir d'influence notable sur la pliabilité. Durant le pliage, l'état de surface ondulé indique une localisation de la déformation dans la tôle. Un polissage intermédiaire enlève l'ondulation mais n'enlève pas l'effet de la localisation de la déformation. C'est la localisation de la déformation qui va conduire à l'endommagement. Une étude plus approfondie de l'influence des instabilités de surface a été effectuée avec un modèle mécanique (Chapitre IV).

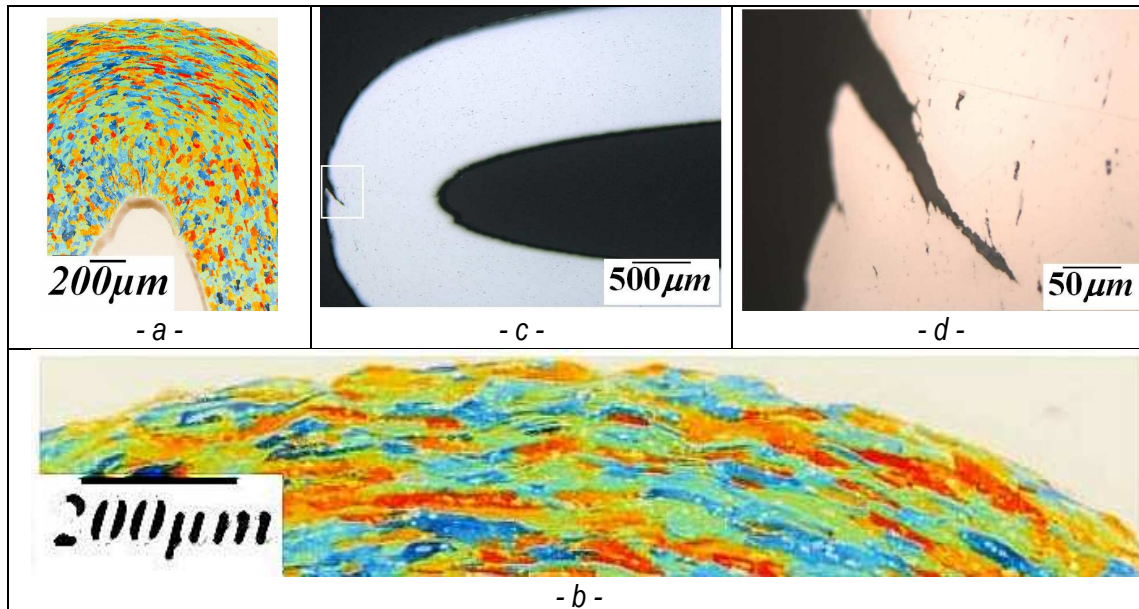


Figure 22. Mécanismes d'endommagement lors du pliage. Peau externe en traction (a), formation de rugosités sur la peau externe et localisation de la déformation (b), initiation et propagation d'une fissure de la peau externe (c, d).

III. 2. 2. Observations microscopiques

La Figure 23 montre une section de l'alliage 6016 après essais interrompus de pliage. L'apparition de microbandes de cisaillement à l'intérieur des grains a été remarquée. Ces microbandes sont toutes parallèles entre elles à l'intérieur d'un même grain. Cette densité de microbandes augmente avec la course du poinçon jusqu'à former des macro-bandes de localisation de déformation (**Figure 23c, d, e, f**). L'apparition de bandes de localisation est observée avant la formation d'une ondulation de la surface en peau externe. De plus, les creux de cette ondulation de surface, que l'on appellera instabilités de surface, se forment aux extrémités externes des bandes de localisation. De ce fait, les instabilités de surface sont initiées par la localisation de la déformation. Cette ondulation de surface est formée de grains en cours de striction (« creux ») et de grains non déformés (« bosses ») (**Figure 24**). La striction des grains va amener à une fissuration de la peau externe.

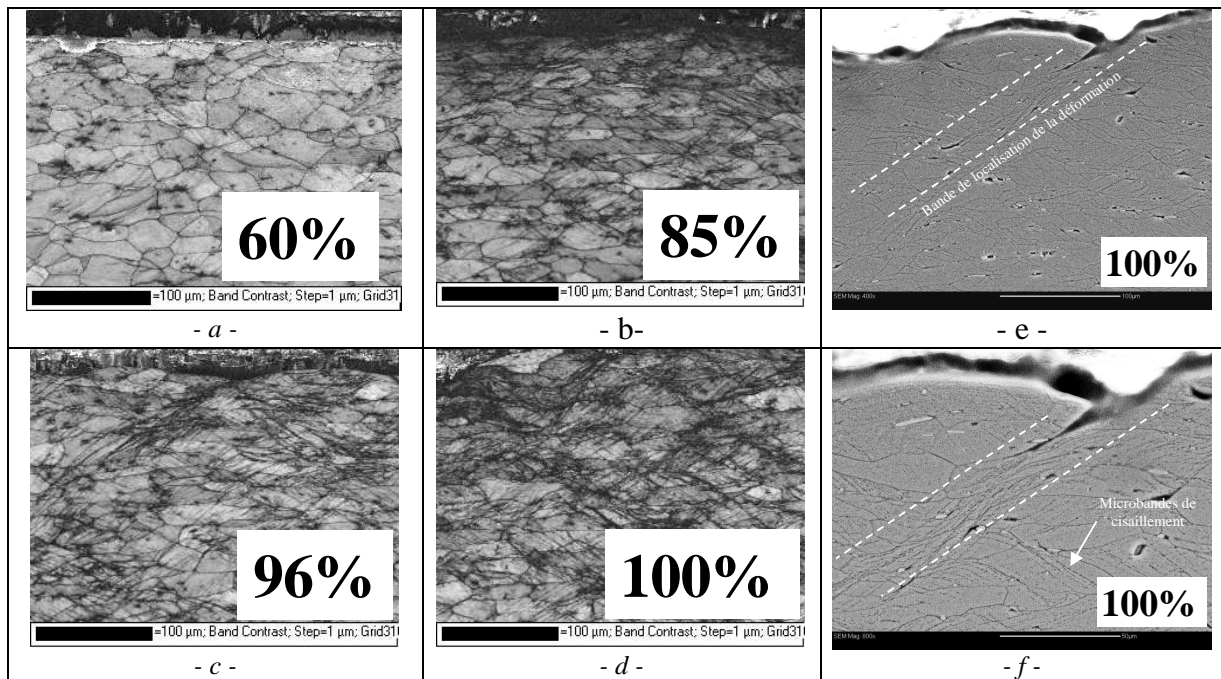


Figure 23. Observation en Band contrast (pas de $1\mu\text{m}$) de la section d'un échantillon de 6016 pour différentes courses de l'indenteur U/Ur. Déformation des grains par microbandes de glissement (a, b), localisation de la déformation dans des macro-bandes (c, d) et la fissuration (e, f).

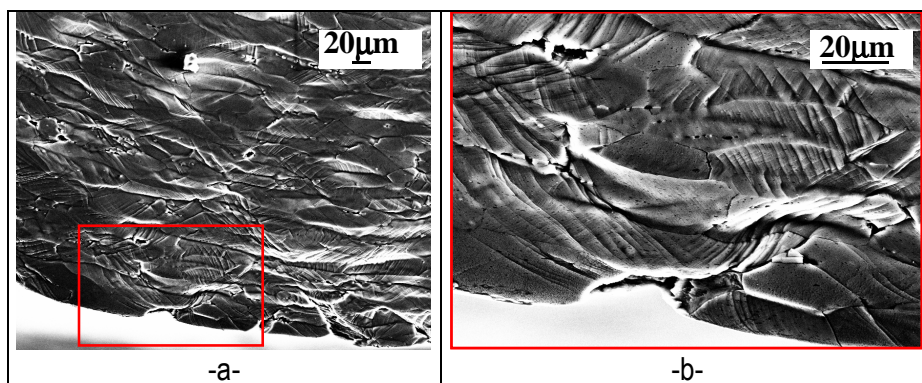


Figure 24. Observation de la section externe d'un échantillon de 6016 après essai de pliage. Striction de grains en peau externe.

III. 2. 3. Synthèse

Le mécanisme d'endommagement durant l'essai de pliage a été observé par des observations au microscope optique et au MEB. La difficulté dans ces observations a été de comprendre l'ordre chronologique des mécanismes sous-jacents. De ce fait, des observations à l'EBSD ont permis d'examiner l'apparition et l'évolution des bandes de localisation de la déformation. Le mécanisme suivant semble s'opérer :

- déformation spécifique des grains, due à leur orientation cristalline, par la formation de microbandes de cisaillement,
- formation de macro-bandes de localisation de la déformation
- développement de rugosités sur la peau externe en traction dues à la localisation
- striction de certains grains situés dans les creux des rugosités en peau externe sans cavitation, puis fissuration

III. 3. Quantification des mécanismes d'endommagement

L'endommagement pendant le pliage est dû à une déformation spécifique des grains amenant à une localisation de la déformation, la formation d'instabilités de surface, la striction puis la fissuration des grains en peau externe. Nos résultats semblent en accord avec la littérature excepté en ce qui concerne l'influence de la cavitation. Dans la littérature, nous avons observé très peu d'études de ces mécanismes au niveau expérimental aussi bien qualitatif que surtout quantitatif. De ce fait, dans ce paragraphe, nous allons essayer de quantifier expérimentalement les différents mécanismes d'endommagement. Une approche basée sur des mesures EBSD permettra d'étudier la localisation de la déformation. Nous en ressortirons des mesures de band contrast, qui représentent un indicateur d'endommagement du matériau, et des mesures de l'évolution des orientations cristallines. Ces orientations cristallines nous permettront de détecter l'évolution des grains très précisément et d'observer leur rotation solide et leur déformation. Dans un second temps, nous analyserons l'évolution des instabilités de surface en mesurant leur densité. Finalement, nous montrerons que la mesure de l'évolution de la moyenne des déformations locales des grains et de la dureté durant le pliage est une approche originale regroupant toutes les étapes de l'endommagement.

III. 3. 1. Localisation de la déformation

Nous avons vu dans la littérature que la localisation de la déformation était principalement la combinaison de la déformation et de la rotation de certains grains dans la tôle selon leur orientation cristallographique. De ce fait, pour observer la localisation de la déformation de manière précise et quantitative, il est nécessaire de révéler et détecter les grains. Cependant, la localisation de la déformation dans des bandes durant un essai mécanique tel que le pliage est un mécanisme amenant des grandes déformations et un écrouissage important. Or, la plupart des techniques conventionnelles, que ce soit la combinaison d'un microscope optique et d'une attaque chimique ou l'utilisation de l'EBSD, sont difficile à mettre en œuvre pour détecter les grains de manière optimale lors d'un écrouissage extrême. Le manque de travaux expérimentaux dans la littérature le prouve aisément. Nous avons développé deux techniques, basées sur l'EBSD, pour caractériser la localisation de la déformation. La première utilise le band contrast pour quantifier l'évolution des bandes de glissement dans les grains et donc la localisation. Cette technique permet d'obtenir des résultats satisfaisant sans détecter les grains de manière optimale. La deuxième technique utilise les angles d'Euler pour détecter les grains et quantifier leur déformation et leur rotation de corps solide.

Le Band contrast est un paramètre représentatif de l'endommagement que peut avoir subi le matériau tel que le glissement des plans cristallographiques. Il permet également l'observation des joints de grains. Théoriquement, il permet de mesurer la qualité des diagrammes de diffraction tel que

$$p = \sum_{i=1-3} h_i / 3\sigma_h \quad (4)$$

où h_i représente l'écart type de la transformée de Hough pour la i ème bande de Kikuchi la plus intense et σ_h représente l'écart type de la transformée de Hough moyenne. Une définition de l'espace de Hough est donnée dans l'annexe C.2. L'hypothèse selon laquelle la densité des traces de plans de glissement (Band Contrast) serait représentative de la localisation de la déformation a donc été posée. Le Band Contrast a été mesuré après des essais de pliage interrompus sur la section du 6016 à l'état T4.

Afin de mesurer la densité de bande de cisaillement coupant la surface d'observation durant l'essai de pliage, le protocole suivant a été établi :

- Utilisation de l'EBSID pour caractériser l'orientation cristalline pixel par pixel et le Band Contrast dans 3 zones distinctes de la peau externe (une zone centrale et les 2 zones joutantes) (**Figure 25a**).
- Détection des traces de plans de glissement par un critère de désorientation compris entre 2 et 10° (**Figure 25b**). En général, les désorientations supérieures à 10° sont représentatives des joints de grains. On peut alors superposer l'image en band contrast avec la détection. Les traits rouges et les traits noirs correspondent respectivement aux traces des plans de glissement et aux joints de grains.
- Formation d'une image binaire où les traces des plans sont représentées en noire avec un fond vert (**Figure 25c**).
- Mesure de la quantité de pixel noir par rapport à la quantité total de pixel sur la surface sélectionnée du matériau par analyse d'image. Cette valeur représente la densité surfacique des traces des plans de glissement de chaque zone observée.
- Pour chaque étape du pliage (essai interrompu), la densité des bandes de cisaillement de la zone où la valeur de celle-ci est la plus importante est sélectionnée. Nous supposons que cette zone sera celle qui évoluera jusqu'à l'endommagement final.
- Tracé de la densité maximale des bandes de cisaillement durant le pliage.

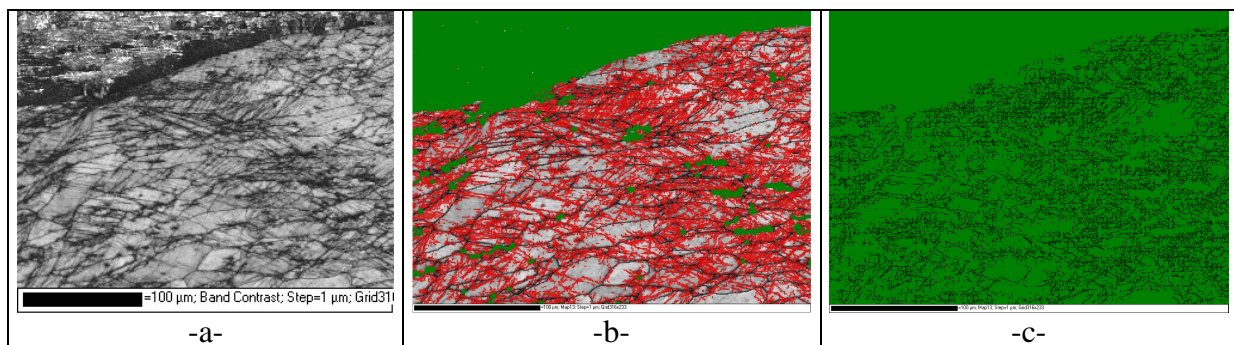


Figure 25. Observation EBSD en Band contrast avec un pas de 1 μm de la section d'un échantillon plié de 6016, (a) Photo prise en Band Contrast, (b) détection des bandes de cisaillement, (c) quantification des pixels noirs représentant les traces des plans de glissement.

L'évolution de la densité de bandes de cisaillement durant un essai de pliage a été examinée (**Figure 26**). La densité de ces bandes de glissement est proportionnelle au déplacement de l'indenteur. Un pseudo-palier est observé en fin d'essai à partir d'environ 90% du pliage. Cependant, le Band Contrast ne permet pas de bien distinguer les bandes de localisation de la déformation. En effet, le band contrast est un paramètre lié à l'endommagement général du matériau et pas nécessairement à la localisation de la déformation. Bien que la localisation concentre la déformation dans des bandes, le band contrast « détecte » aussi bien l'endommagement que les sous-joints et joints de grains. Un travail sur le critère de désorientation est nécessaire afin d'optimiser la technique. De plus, le nombre d'essais de pliage et le nombre de point par essai sont insuffisants pour représenter une évolution précise de la densité de bandes.

Deux stades de déformations ont donc été observés durant le pliage. Dans un premier temps, le matériau va s'endommager par la formation de bandes de localisation de la déformation représentée par une hausse de la densité de bandes de glissement dans certaines zones. Nous supposons que la stabilisation de la densité de bandes de cisaillement, observée par la suite, est due à une transition

déformation/fissuration de la tôle. En effet, l'accommodation de la déformation macroscopique s'effectue ensuite par la striction puis fissuration de certains grains en peau externe non détectées par le Band Contrast. Cette hypothèse sera aussi vérifiée par les mesures de la moyenne des déformations locales des grains en peau externe et a été vérifiée par les simulations éléments finis.

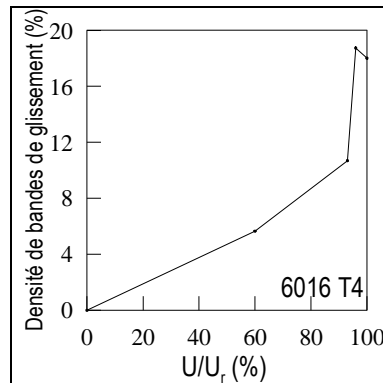


Figure 26. Densité de bandes de cisaillement durant un essai de pliage dans un alliage 6016 T4.

Nous avons mis au point un protocole permettant de caractériser la déformation locale et la rotation de corps solide des grains durant un essai de pliage. Ce protocole se base sur la mesure des orientations cristallines tirée d'observations EBSD. La déformation locale des grains est calculée à l'aide de leur facteur de forme. La rotation de corps solide est caractérisée par l'angle entre la direction de Ferret maximale de chaque grain et la direction de Ferret maximale du grain si le pliage est un mode de flexion pure. Le pliage est en mode flexion pure si la direction de Ferret maximale est orthogonale au rayon de courbure de la tôle. La cartographie de ces paramètres permet d'examiner et de caractériser plus finement les mécanismes sous-jacents à la localisation de la déformation. Dans ce paragraphe, nous définissons une bande de localisation comme étant un amas de grains ayant une différence significative de valeur de déformation ou de rotation de corps solide par rapport à leurs voisins. Un descriptif complet de ce protocole est donné en ANNEXE E. Pour une lisibilité plus claire des cartographies, nous faisons remarquer que les échelles des intensités des deux types de cartographies commencent à 0. Les valeurs négatives représentent des points non indexés. La rotation de corps solide est représentée par son sinus.

L'observation de ces deux paramètres (la rotation de corps solide et la déformation des grains) permet de voir l'apparition de bandes de localisation de la déformation entourées par des zones où les grains auront tendance à tourner (**Figure 27**). Les bandes de rotations de corps solide sont formées de grains qui tournent en moyenne de 15° (**Tableau 21**). Cette valeur reste identique durant le pliage. Le nombre de bandes de rotation et leur largeur ont tendances à diminuer durant le pliage. Les bandes de localisation de la déformation sont formées de grains se déformant de manière intense par rapport au reste du matériau. La largeur des bandes semble légèrement diminuer tandis que l'intensité de la déformation à l'intérieur des bandes a tendance à augmenter durant le pliage (**Tableau 21**). Les deux types de zones observées (bande de rotation de corps solide et de localisation de la déformation) ont une direction d'environ 40°, par rapport à la direction de traction, qui reste identique pendant le pliage à environ 5° près. Nous remarquons que la direction des bandes est proche de la direction maximale de cisaillement. De ce fait, la proximité entre ces deux types de zones (« dure et molle ») et la direction des bandes nous laissent à penser que les grains à l'intérieur des bandes de localisation de la déformation auront tendance à se déformer par cisaillement. Cette hypothèse a été justifiée par les simulations éléments finis. En fin d'essai de pliage (**Figure 27c, d, e et f**), la différenciation de ces deux types de zones par deux familles de grains est beaucoup plus difficile. L'observation des bandes de localisation de la déformation est toujours possible mais certains grains déformés commencent à tourner. Nous tenons à faire remarquer que cette technique est une approche expérimentale de la localisation. En effet, plusieurs problèmes suscitent notre intérêt :

- La qualité des cartographies EBSD n'est pas d'excellente qualité du fait de l'endommagement prononcé des échantillons
- La détection des grains, basée sur un critère de désorientation, est difficile du fait de la rotation partielle de certains grains. Un travail sur l'influence du critère de désorientation est à effectuer.
- Nous supposons que la localisation de la déformation s'effectue sur l'ensemble d'un grain. Or, sur les observations microscopiques, nous pouvons voir que la localisation ne comprend pas toujours l'ensemble du grain.

L'observation de ces deux paramètres (la rotation de corps solide et la déformation des grains) a permis de définir deux mécanismes lors de la localisation de la déformation. En début d'essai de pliage (**Figure 27a, b**), l'accommodation de la déformation macroscopique va se faire par une rotation de corps solide et/ou une déformation des grains. Les bandes de rotations de corps solide sont formées de grains qui tournent en moyenne d'une valeur constante durant le pliage. Nous supposons que cette valeur est donc la rotation moyenne nécessaire aux grains pour atteindre une direction permettant leur déformation. Le nombre de bandes de rotation a tendance à diminuer pendant le pliage. Cette diminution peut s'expliquer par deux phénomènes ; les grains vont tourner pour atteindre la position idéale pour se déformer durant le pliage. Une fois cette position atteinte, ils ne tourneront plus. Le second phénomène possible est l'écrouissage des grains à l'intérieur des bandes de déformation obligeant les grains contenus dans les bandes de rotation, par la suite, d'accommoder la déformation macroscopique par une déformation en lieu et place de la rotation. Nous supposons donc que ces bandes de rotation sont formées de grains de dureté initiale supérieure aux grains contenus dans les bandes de localisation. Les bandes de localisation sont formées de grains déformés en cisaillement de manière intense par rapport à leurs voisins (**Figure 28**). La largeur des bandes de localisation va légèrement diminuer. Nous supposons que l'hétérogénéité initiale du matériau, c'est-à-dire la différence d'orientation cristalline des grains, va définir la largeur des bandes de localisation et que la légère diminution observée est due à la rotation des grains formant la bande de localisation. En effet, en fin d'essai de pliage, nous remarquons que des grains contenus dans des bandes de localisation de la déformation commencent à tourner (**Figure 27e, f**). Nous supposons que certains grains de dureté faible en début de pliage auront tendance à se durcir et à tourner par la suite pour accommoder la déformation macroscopique.

Evolution de l'essai de pliage	Bande de rotation de corps solide			Bande de localisation de la déformation		
	Largeur (μm)	Orientation/axe traction (°)	Intensité (°)	Largeur (μm)	Orientation/axe traction (°)	Intensité
70%	139.9	43.5	16.7	106.3	39.2	0.88
85%	39.8	40.5	14.2	91.9	46.8	0.97
96%	49.8	35.9	14.9	81.1	35.4	1.07
100%	41	41.9	15.9	77.5	41.6	1.02

Tableau 21. Evolution moyenne des paramètres de rotation et de localisation de la déformation durant le pliage.

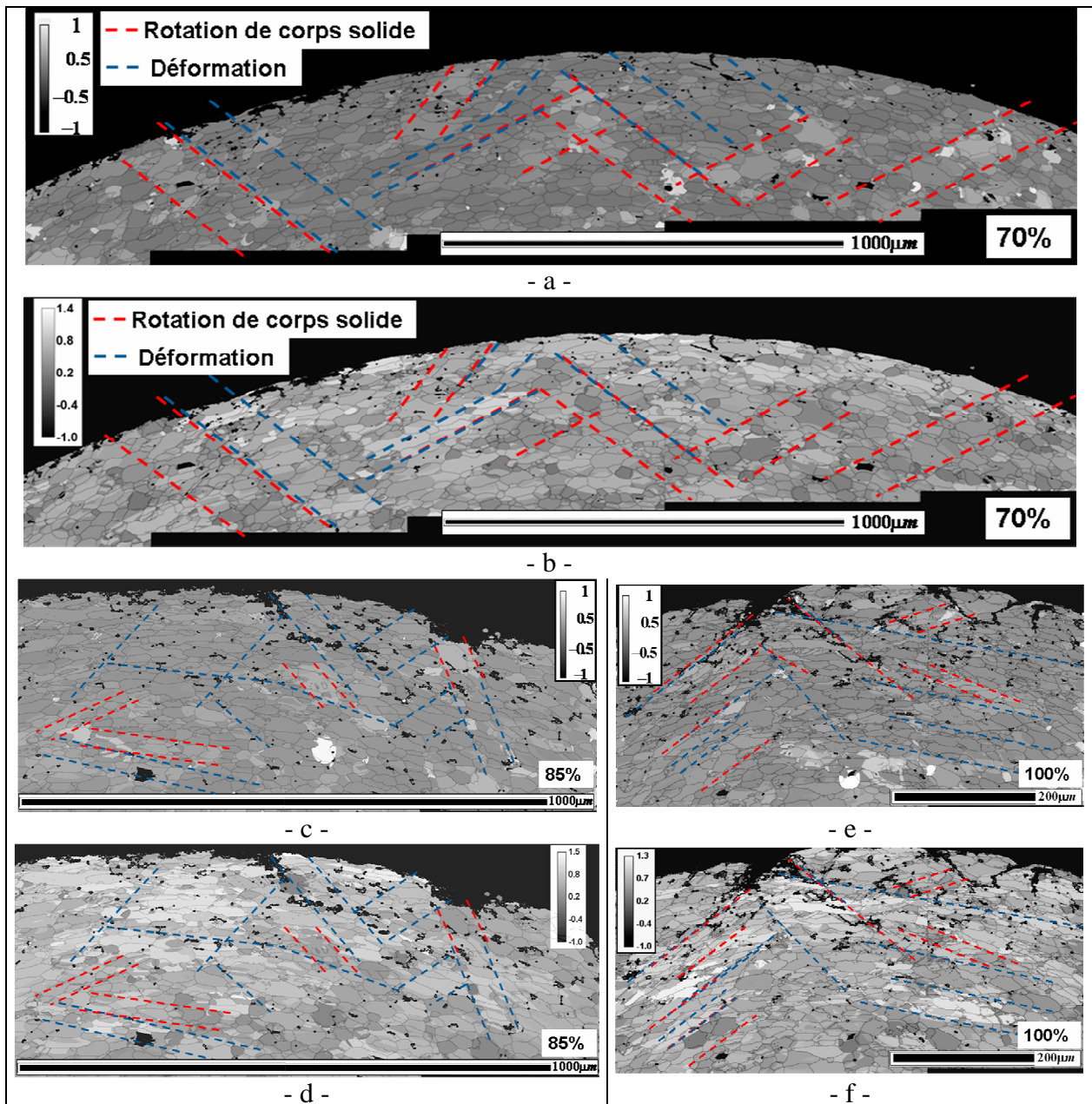


Figure 27. Mesure de la rotation de corps solide (sinus de l'angle) (a, c, e) et de la déformation locale des grains (b, d, f) durant un essai de pliage interrompu de l'alliage 6016 à l'état T4.

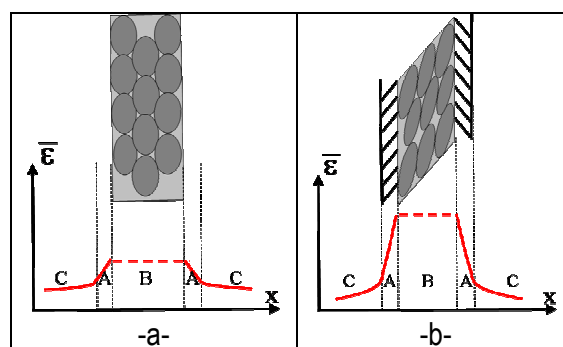


Figure 28. Localisation de la déformation durant le pliage, (a) Etat très peu déformé, (b) Etat déformé. Les zones A représentent les bandes de rotation de corps solide, les zones B représentent les bandes de localisation de la déformation et les zones C le reste du matériau.

III. 3. 2. Evolution des instabilités de surface

Dans ce paragraphe, nous proposons très simplement de mesurer la densité des instabilités de surface en peau externe, par microscopie optique, afin de connaître leur évolution durant le pliage. Nous définissons la densité d'instabilités de surface comme le nombre de creux de rugosités visibles par mm (instabilité de profondeur minimale d'environ $10\mu\text{m}$) sur des photos optiques avec un grossissement de 10. La densité d'instabilité de surface augmente à partir de 60% jusqu'à 80% de l'essai de pliage puis se stabilise en moyenne à 6 mm^{-1} (**Tableau 22, Figure 29**). En effet, du début du pliage à 60%, aucune instabilité de surface notable n'est visible au microscope optique. Nous faisons remarquer que cette approche est expérimentale et approximative puisqu'elle se base sur une combinaison de photos optique et d'observation de visu. Les instabilités de surface ne sont visibles qu'à partir d'une profondeur d'environ $10\mu\text{m}$ sur ces photos. Cependant, nous supposons que les instabilités de surface inférieures à notre critère ne sont pas influentes sur l'endommagement du matériau. La deuxième erreur possible sur nos résultats peut venir de la répartition hétérogène et aléatoire de la texture. Cette répartition est telle que le nombre d'instabilité de surface pourrait varier d'un échantillon à l'autre d'une certaine valeur non définissable sans des expérimentations supplémentaires. Nous supposons que cette erreur est de l'ordre de l'ondulation visible des résultats en fin d'essai de pliage sur la Figure 29 que nous évaluons à environ 2.3mm^{-1} .

L'endommagement des alliages d'aluminium durant le pliage s'effectue par la formation de bandes de localisation de la déformation puis par la formation de rugosités en peau externe. Dans la littérature, les auteurs s'accordent sur le fait que c'est la rotation spécifique de certains grains et leur déformation qui va permettre la formation d'instabilité de surface. Sur la Figure 27, nous pouvons observer que les instabilités de surface s'initient à l'intérieur des bandes de localisation de la déformation. Le problème est de connaître le lien entre l'évolution des instabilités de surface et les bandes de localisation de la déformation. Or, l'évolution de la densité d'instabilité de surface a la même allure que l'évolution de la densité de bande de glissement observée en band contrast. Nous pouvons en conclure qu'il existe un lien entre la formation des bandes de localisation de la déformation et la formation de ces instabilités de surface. De plus, nous avons observé que les bandes de localisation se formaient avant les instabilités de surface. De ce fait, l'initiation de ces instabilités de surface est bien la conséquence de la formation des bandes de localisation.

%Pliage	50	60	70	80	85	90	91	92	94	96	98
Densité (/mm)	0	0	3.8	6	6	6	5.9	7.5	5.2	6.7	5.9

Tableau 22. Densité d'instabilités de surface durant le pliage d'un alliage 6016 à l'état T4.

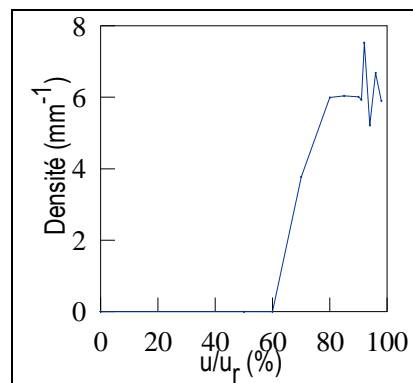


Figure 29. Densité d'instabilités de surface durant le pliage d'un alliage 6016 à l'état T4.

III. 3. 3. Synthèse

Le mécanisme d'endommagement durant l'essai de pliage a été observé par des observations au microscope optique et au MEB. La difficulté dans ces observations a été de comprendre l'ordre chronologique des mécanismes sous-jacents. De ce fait, des observations à l'EBSID ont permis d'examiner l'apparition et l'évolution des bandes de localisation de la déformation. Cependant, les mesures EBSD ne permettent d'observer que la localisation de la déformation. Dans ce paragraphe, nous proposons un protocole permettant de mesurer indirectement l'ensemble des mécanismes d'endommagement. En effet, la mesure de la déformation locale des grains et la détermination de la moyenne de ces déformations par couches de grains, définies par des arcs de cercles concentriques, à travers l'épaisseur de la tôle permettent de caractériser les différentes étapes de l'endommagement basé sur des mécanismes de déformation. La mesure de la moyenne des déformations locales des grains $\langle \bar{\epsilon} \rangle$ par couche de grains durant le pliage a été effectuée à l'aide du protocole défini dans l'ANNEXE F.

A travers l'épaisseur de la tôle, la moyenne des déformations locales des grains se divise en trois zones distinctes qui sont une zone centrale, une zone de traction et une zone de compression (**Figure 30**). La zone centrale, d'environ 200 μm mais qui diminue durant le pliage, voit une évolution de la déformation linéaire de type flexion pure. Les zones externes, assez symétriques, forment un palier. Dans la zone de traction, l'intensité du palier augmente jusqu'à environ 92 % de l'essai pour une valeur de déformation de 0.55 puis diminue à une valeur à peu près constante.

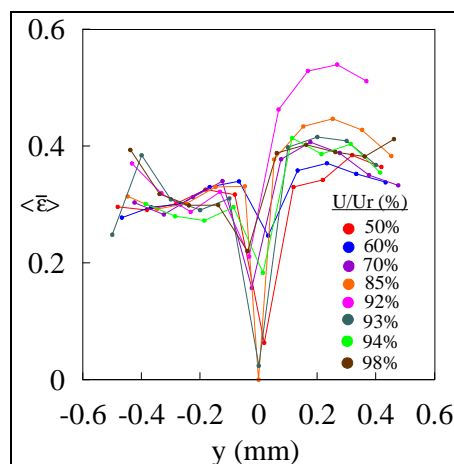


Figure 30. Evolution des moyennes des déformations locales des grains par couche de grains, définie par un arc de cercle, en fonction de la position de la couche de grain à travers l'épaisseur de la tôle durant un essai de pliage sur du 6016 T4 dans la direction DT (axe de pliage=DL).

Afin de valider les mesures de déformations locales, des essais de microdureté le long de l'épaisseur des échantillons pliés ont été effectués. Le protocole utilisé est décrit brièvement en ANNEXE H. L'évolution du profil de dureté en fonction de la position de l'indenteur a été tracée (**Figure 31**). A l'aide de la loi de Voce de l'alliage considéré, les déformations équivalentes ont été déterminées. Une extrême similitude en terme de valeur et de forme des courbes avec les profils de moyennes de déformations des grains a été remarquée. Pendant l'évolution de l'essai de pliage, l'ensemble du profil de dureté augmente, signe d'un durcissement de l'alliage, et les courbes, en forme de V, ont tendance à se refermer signe d'une extension des paliers donc une homogénéisation du profil de dureté. A partir de 85 à 90% à rupture, l'augmentation de la dureté est beaucoup plus faible à l'extérieur des courbes ce qui laisse à penser que l'état de dureté ne varie plus durant le procédé aux bords de l'échantillon. Après fissuration de certains grains en peau externe, l'état de contrainte devient constant car l'accommodation de la déformation est faite par la fissuration. Toutefois, cette méthode n'est pas assez fiable pour caractériser la localisation du fait de la taille des empreintes (30-40 μm).

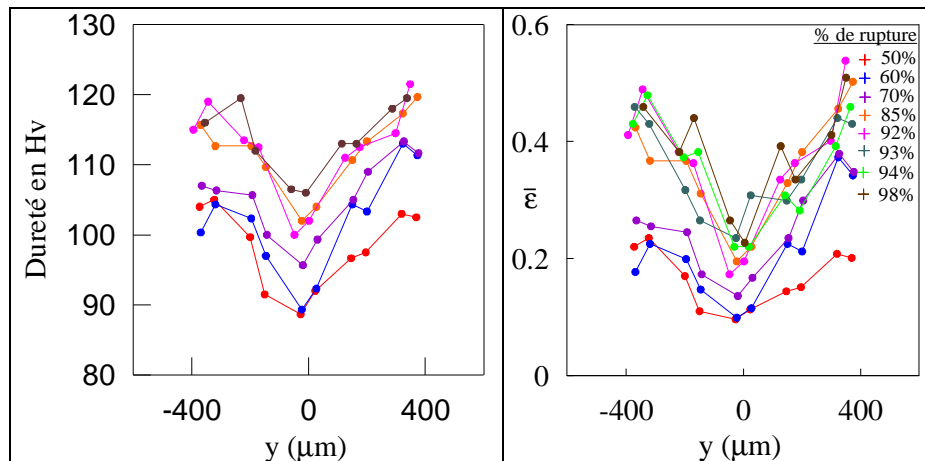


Figure 31. Evolution du profil de dureté en Vickers et en déformation au cours de l'essai de pliage d'un alliage 6016 T4 dans la direction DT (axe de pliage=DL).

Nous supposons que les paliers de déformation, observés sur la Figure 30, sont dus à la localisation de la déformation. En effet, le mécanisme de localisation concentre toute la déformation dans des bandes tandis que la déformation à l'extérieur reste très faible. Or, si la déformation locale se concentre dans certains grains, la moyenne des déformations par couche de grains concentrique restera à peu près constante le long de la bande de localisation. Les déformations locales des grains sont assez symétriques entre la partie en compression et la partie en traction car des bandes de localisation peuvent également se former dans la partie en compression. L'augmentation du palier est due à une augmentation de la déformation à l'intérieur des bandes. La chute du palier est due, quant à elle, à une diminution de la taille de grains dans la zone en traction. Cette diminution de la taille des grains est due à une fissuration de ceux-ci. On peut en conclure que certains grains ne se déforment plus à partir d'environ 92% de l'essai car la déformation macroscopique est accommodée par une fissuration. Cette évolution ne se retrouve pas dans la partie en compression. Ces résultats confirment les mécanismes d'endommagement observés en microscopie (**Figure 32**) :

Du début de l'essai de pliage à environ 92% de déplacement à rupture, la tôle va se plier ce qui va se traduire par une elongation des grains dans la zone externe et une compression des grains dans la zone interne. Les mécanismes suivants sont observés :

- Du fait de la texture aléatoire des alliages, l'accommodation de la déformation macroscopique va se faire par une rotation de corps solide et/ou une déformation des grains. Les grains vont se déformer spécifiquement par la formation de micro-bandes de cisaillement comme nous l'avons observé par MEB. Cette hypothèse est justifiée par l'augmentation du taux de bandes de cisaillement dans les mesures de band contrast.
- Des bandes de localisation de la déformation et de rotation de corps solide se forment. Les bandes de rotations de corps solide sont formées de grains qui tournent en moyenne d'une valeur qui reste constante durant le pliage. Nous supposons que cette valeur est donc la rotation moyenne nécessaire aux grains pour atteindre une direction permettant leur déformation. Le nombre de bandes de rotation a tendance à diminuer pendant le pliage. Cette diminution peut s'expliquer par deux phénomènes ; les grains vont tourner pour atteindre la position idéale pour se déformer durant le pliage. Une fois cette position atteinte, ils ne tourneront plus. Le second phénomène possible est l'écrouissage des grains à l'intérieur des bandes de déformation obligeant les grains contenus dans les bandes de rotation, par la suite, d'accommoder la déformation macroscopique par une déformation en lieu et place de la rotation. Nous supposons donc que ces bandes de rotation sont formées de grains de dureté initiale supérieure aux grains contenus dans les bandes de localisation. Les bandes de

localisation sont formées de grains déformés en cisaillement de manière intense par rapport à leurs voisins. La largeur des bandes va légèrement diminuer. Nous supposons que l'hétérogénéité du matériau, contrôlée par la différence d'orientation cristalline entre les grains, va définir la largeur initiale des bandes de localisation. La diminution de la largeur peut s'expliquer par la rotation des grains à l'intérieur des bandes. Le phénomène de localisation est justifié également par la formation de paliers lors de la mesure de la moyenne des déformations locales par microscopie optique.

- Des rugosités vont se développer sur la peau externe en traction. Nous avons observé que les instabilités de surface s'initient à l'intérieur des bandes de localisation de la déformation et que l'évolution de la densité d'instabilité de surface a la même allure que l'évolution de la densité de bande de glissement observée en band contrast. Nous pouvons en conclure qu'il existe un lien entre la formation des bandes de localisation de la déformation et la formation de ces instabilités de surface. De plus, nous avons observé que les bandes de localisation se formaient avant les instabilités de surface. De ce fait, l'initiation de ces instabilités de surface est bien la conséquence de la formation des bandes de localisation.

A partir de ce taux de 92 %, certains grains vont atteindre leur déformation à rupture $\epsilon_{\text{max_palier}}$. De ce fait, ces grains vont se fissurer dans une des bandes de localisation pour accommoder la déformation macroscopique de la tôle et la moyenne des déformations va chuter à une valeur constante. Une diminution du palier de la moyenne des déformations est alors observée. Cette hypothèse est également justifiée par le palier observé dans la mesure de la densité surfacique des bandes de glissement et donc l'arrêt de la déformation des grains dans la zone en traction.

Dans un troisième temps, la déformation macroscopique extrême et donc les nombreuses fissurations de grains vont amener à la propagation d'une fissure de la peau externe vers le cœur de la tôle dans les bandes de localisation (**Figure 33**). La transition entre cette étape et la précédente est difficile à caractériser du fait de l'impossibilité d'observations directes de l'essai de pliage et de ces mécanismes.

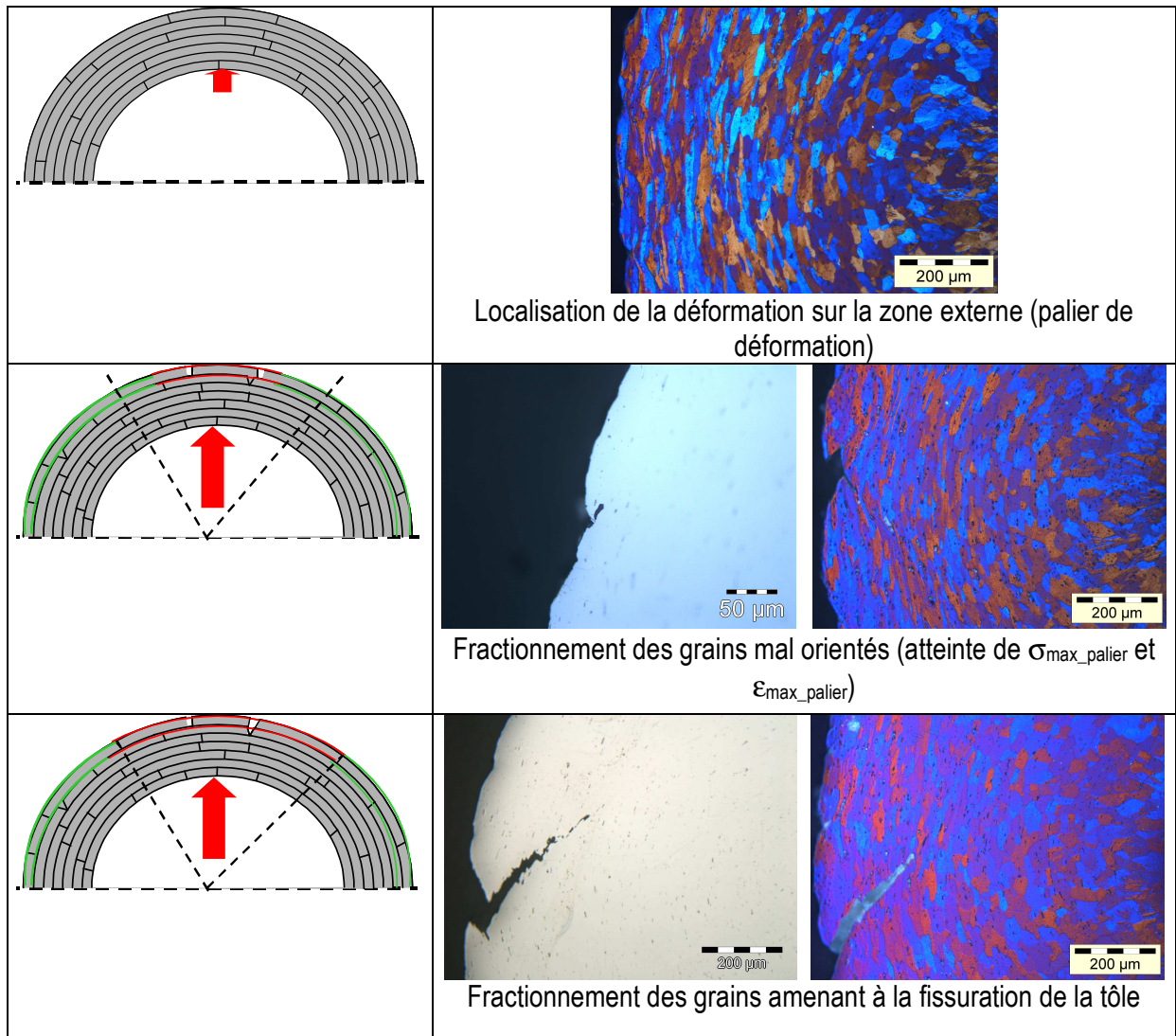


Figure 32. Mécanisme d'endommagement durant l'essai de pliage.

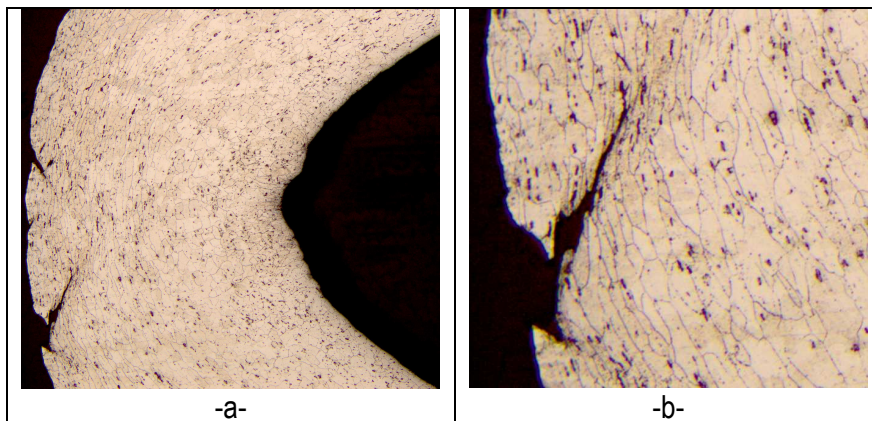


Figure 33. Fissuration de la tôle en fin d'essai de pliage.

III. 4. Conclusion

Le mécanisme d'endommagement durant l'essai de pliage a été observé par microscopie optique et MEB. La difficulté dans ces observations a été de comprendre l'ordre chronologique des mécanismes sous-jacents. De ce fait, des observations à l'EBSd d'essais interrompus de pliage ont permis d'examiner l'apparition et l'évolution des bandes de localisation de la déformation. Le mécanisme suivant semble s'opérer :

- déformation spécifique des grains, due à leur orientation cristalline, par la formation de microbandes de cisaillement,
- formation de macro-bandes de localisation de la déformation orientées à environ 40° de la direction de traction et de largeur contrôlée par l'hétérogénéité initiale du matériau et par la rotation des grains à l'intérieur des bandes. Le nombre de bandes semble augmenter puis se stabiliser,
- développement de rugosités sur la peau externe en traction dû à la localisation de la déformation,
- striction de certains grains situés dans les creux des rugosités en peau externe sans cavitation, puis fissuration intergranulaire ou transgranulaire dans certaines bandes de localisation.

Différents travaux portant sur la modélisation de l'essai de pliage de tôle ont été analysés. L'influence de divers paramètres sur la localisation comme la composition chimique, la texture, le coefficient d'écrouissage ou les particules de seconde phase a été étudiée. Cependant, beaucoup de ces paramètres ont été étudiés par modélisation, comme l'effet de la texture, et non expérimentalement. Cependant, nos essais expérimentaux sont en complet accord avec les résultats obtenus exceptés pour l'influence de la cavitation. Les conclusions suivantes ont été tirées :

- Pour ce qui est de la composition chimique, le manganèse, par la formation de dispersoïdes, permettrait une résistance accrue à la localisation. L'effet bénéfique du manganèse a pu être observé par des essais de pliage.
- Les alliages que nous avons étudiés ont tous une texture de type aléatoire. De ce fait, l'effet de textures spécifiques n'a pu être observé.
- En ce qui concerne le coefficient d'écrouissage, les auteurs sont unanimes quant à son action bénéfique sur la résistance à la localisation. Une augmentation de ce coefficient d'écrouissage diminue la localisation en accommodant de façon plus homogène la déformation macroscopique. En effet, nous avons pu remarquer que la pliabilité des alliages d'aluminium 6xxx était proportionnelle à leur coefficient d'écrouissage en grande déformation.

Une approche originale de quantification des mécanismes d'endommagement a été mise en place à l'aide de mesure de Band contrast et de l'orientation cristalline des grains. Le Band contrast a permis de caractériser l'évolution de la densité de traces de bandes de glissement durant l'essai de pliage. Cependant, il ne permet pas de détecter des bandes de localisation de façon optimale mais plutôt un état d'endommagement général de la tôle. La détection des grains par EBSD a permis de déterminer la rotation de corps solide et la déformation des grains. La formation de bandes de localisation de la déformation, dirigées approximativement dans la direction de cisaillement maximum, entourées par des bandes de rotation de corps solide a été détectée.

La mesure de la moyenne des déformations locales des grains par couche de grains et du profil de microdureté s'est révélée également une technique originale pour détecter l'ensemble des mécanismes d'endommagement. La localisation de la déformation est détectée par la formation d'un palier de déformation. La striction puis fissuration des grains est caractérisée par une chute de ce palier, due à une diminution de la taille des grains, à une valeur constante à partir de 90% jusqu'à la fin de l'essai.

CHAPITRE III

Caractérisation expérimentale des mécanismes d'endommagement des alliages 6xxx en pliage

La compréhension des mécanismes d'endommagement opérant durant le pliage vont permettre de mettre au point un modèle adéquat pour étudier la pliabilité des alliages. En effet, la pliabilité semble inversement proportionnelle à l'intensité de la localisation de la déformation. Dans le prochain chapitre, nous étudions les différents paramètres pouvant influencer la pliabilité des alliages à l'aide d'un modèle mécanique basé sur les mécanismes d'endommagement déterminés expérimentalement.

CHAPITRE IV.

Etude par éléments finis des mécanismes d'endommagement durant le pliage

Les mécanismes d'endommagement d'alliages d'aluminium de la série 6xxx durant l'essai de pliage ont été déterminés. Les alliages d'aluminium s'endommagent par la formation de bandes de localisation de la déformation à travers l'épaisseur de la tôle (**Figure 34a**). Ces bandes de localisation entraînent la formation d'ondulation de surface en peau externe, de striction puis fissuration des grains se situant dans les creux de l'ondulation où le cisaillement est maximal. Les deux causes possibles de la localisation sont l'état de contrainte exercé, du fait de l'essai de pliage, et une hétérogénéité dans le matériau. La première cause a été écartée par des simulations de l'essai de pliage avec un matériau homogène (**Figure 34b**). L'hétérogénéité du matériau peut être due à deux phénomènes qui sont une ségrégation de composants chimiques ou un phénomène de texture du matériau. L'hétérogénéité chimique du matériau n'a pas été étudiée. La texture initiale des alliages a été analysée par EBSD. Elle est approximativement identique pour les différents alliages et s'apparente à une texture aléatoire du fait de l'état recristallisé des tôles. La cause de l'hétérogénéité des matériaux semble donc être la texture des alliages. Cette hypothèse a été validée par des simulations de l'essai de pliage avec un matériau texturé (**Figure 34c**). Cependant, du fait d'une texture initiale macroscopique identique des quatre alliages, la cause d'une pliabilité différente ne peut être due :

- qu'aux lois de comportement des matériaux. Ces lois de comportement ont été identifiées par compression plane.
- qu'à une évolution de la texture différente durant le pliage.
- qu'à une déformation à rupture (ductilité) différente.

Le mécanisme d'endommagement critique est donc la localisation de la déformation. La variable d'analyse évidente pour quantifier la localisation de la déformation, durant les simulations, est la déformation plastique. Cependant, deux types de déformation sont à prendre en compte :

- La déformation à rupture du matériau. Ce paramètre va définir la valeur de déformation à partir de laquelle un grain va rompre. Cette déformation à rupture est considérée comme une caractéristique intrinsèque de l'alliage pour un chemin de déformation donné. De par la composition chimique très proche des alliages 6005 haut et bas manganèse et 6016 haut et bas manganèse respectivement, une déformation à rupture unique est supposée pour chaque série.
- La déformation plastique de von Mises maximale ϵ_{\max} atteinte aux points de Gauss dans la tôle durant le pliage. Ce paramètre va permettre de quantifier le taux de déformation maximale atteinte dans le matériau et, par comparaison avec une microstructure de référence (matériau homogène), de quantifier la localisation de la déformation et/ou l'endommagement dans la zone la plus critique du matériau. Par ces résultats, nous serons à même de dire qu'un matériau qui se déforme de manière importante par rapport au matériau de référence est un matériau qui localisera ou s'endommagera plus. Cette hypothèse est justifiée par les simulations du paragraphe « Caractérisation de la localisation de la déformation ».

Afin d'étudier les mécanismes d'endommagement des alliages utilisés lors d'un procédé en grande déformation (le pliage), une simulation 2D par éléments finis a été effectuée. La texture des alliages utilisés est de type aléatoire. De ce fait, une simulation de l'essai de pliage a été effectuée avec un matériau hétérogène. Les influences de l'hétérogénéité, des lois de comportement macroscopiques des matériaux, de la répartition statistique de σ_0 autour des valeurs nominales, du coefficient α responsable du durcissement en grande déformation ainsi que de la répartition spatiale ont été analysées. La formation de rugosités en peau externe a été démontrée expérimentalement. De ce fait, l'influence d'une rugosité de surface (simulée sur un matériau homogène entaillé ou avec une couche hétérogène en surface) a été également examinée.

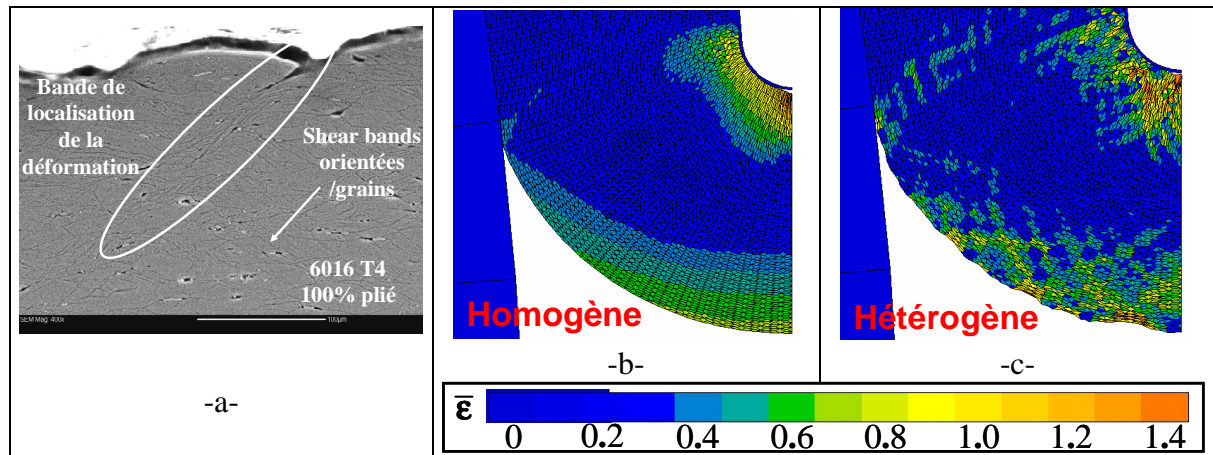


Figure 34. (a) Observation de la localisation de la déformation par MEB, (b) cartographie de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai de pliage pour un matériau homogène, (c) cartographie de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai de pliage pour un matériau hétérogène.

IV. 1. Mise en œuvre de la simulation

IV. 1. 1. Géométrie et maillage

a. Tôle non entaillée avec prise en compte de la microstructure

La géométrie et le maillage de l'essai de pliage ont été effectués avec le logiciel Gmsh [Geuzaine, 2009] puis importés sur Zébulon [Besson, 1997]. Pour une amélioration du temps de calcul, le montage a été découpé en deux parties symétriques. La tôle, d'épaisseur et de longueur 0.99mm et 30mm respectivement, a été construite avec un amas de grains hexagonaux d'une longueur de Feret maximale et minimale de 47 et 30 microns respectivement représentant au mieux la morphologie réelle des grains. Les rouleaux ont été représentés par des demi cercles d'un rayon de 15mm. L'indenteur a été redessiné à l'image de l'indenteur des essais expérimentaux avec un rayon de 0.2mm (**Figure 35**).

Les conditions limites suivantes ont été appliquées :

- Rouleaux bloqués en déplacement horizontal et vertical tels que $u_1=u_2=0.0\text{mm}$
- Indenteur bloqué en déplacement horizontal avec un déplacement vertical imposé de 14.2 mm à une vitesse de 20mm/min permettant de simuler la vitesse de déplacement de l'indenteur durant les essais expérimentaux tels que $u_1=0.0\text{mm}$ et $u_2=14.2\text{mm}$ en fin d'essai.
- Tôle bloquée en déplacement horizontal sur l'axe de symétrie de l'essai tel que $u_1=0.0\text{mm}$

Le frottement entre les rouleaux et la tôle a été supposé négligeable dans les simulations. Entre l'indenteur et la tôle, un frottement de Tresca avec un coefficient de 0.1 a été considéré. L'influence du frottement sera examinée dans le paragraphe IV. 2. 3.

Chaque hexagone a été maillé avec 5 éléments c2d4r à 4 nœuds et un point de Gauss (intégration réduite). Au total, le maillage comporte 16404 éléments dont 16147 éléments dans la zone très déformée (**Figure 36**). L'influence d'un maillage quadratique (c2d8r) sera analysée dans le paragraphe IV. 2. 3.

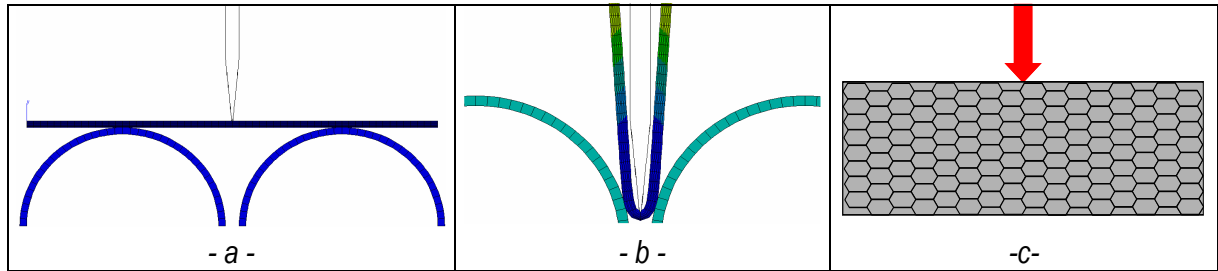


Figure 35. Schéma du montage de pliage. (a) échantillon non déformé, (b) échantillon déformé pour un déplacement de l'indenteur de 14.2mm, (c) Schéma de la tôle formée de grains hexagonaux.

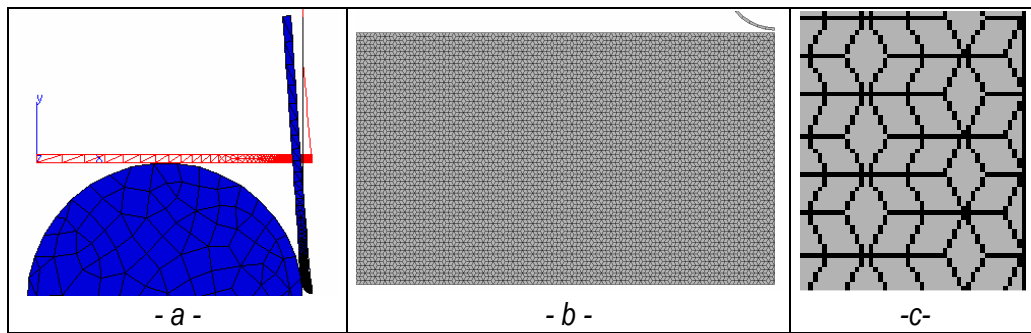


Figure 36. Maillage du montage de pliage. (a) Montage en début et fin de pliage, (b) partie de la tôle qui va être soumise à déformation, (c) hexagones constituant la tôle.

b. Tôle entaillée avec non prise en compte de la microstructure

La géométrie et le maillage 2D de l'essai ont été effectués avec le logiciel Zébulon. La géométrie et les conditions limites de l'indenteur et du rouleau sont identiques aux simulations précédentes (**Figure 37**). Des éléments quadratiques à 8 nœuds avec intégration réduite ont été utilisés (c2d8r). Le maillage autour du défaut a été optimisé de façon à supprimer les effets du maillage sur le calcul. Pour cela, des éléments à huit nœuds, le plus proche d'un carré, ont été choisis. Cette zone a été prise sous forme d'un carré de côté $3a$ où a est la profondeur du défaut. Un nombre optimum d'éléments a été défini à 12 pour chaque côté du carré qui n'est pas en contact avec l'entaille. Le nombre d'éléments pour l'arc de cercle, de rayon r , a donc été pris à 24 éléments (**Figure 39**). Pour obtenir un maillage carré avec un raffinement assez important au niveau de l'entaille, le nombre d'éléments et la progression géométrique de la longueur des éléments ont été déterminés pour les côtés en contact avec l'entaille. Une suite géométrique a été définie telle que

$$l_i = l_1 T^{(i-1)} \text{ avec } l_1 = \frac{\pi r}{48} \quad (5)$$

où l_i et l_1 représentent respectivement le côté du $i^{\text{ème}}$ et du premier élément. $1/T$ est le raffinement du maillage dans la direction radiale. Le nombre de progressions nécessaires n et le coefficient T sont donnés par :

$$l_n = \frac{3a}{12} = \frac{\pi r}{48} T^{(n-1)} \text{ et } 3a - r = \sum_{i=1}^n \frac{\pi r}{48} T^{(i-1)} \quad (6)$$

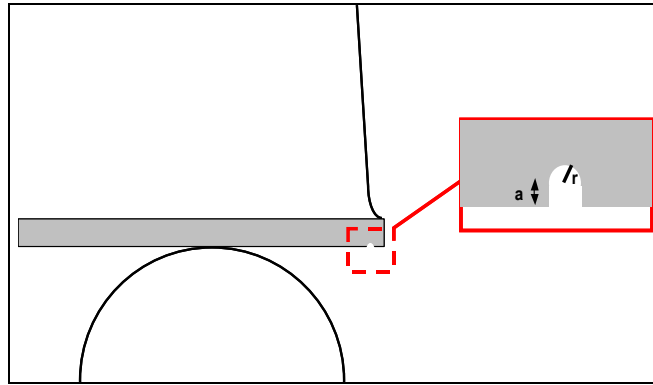


Figure 37 . Schéma de l'essai de pliage avec un matériau homogène entaillé.

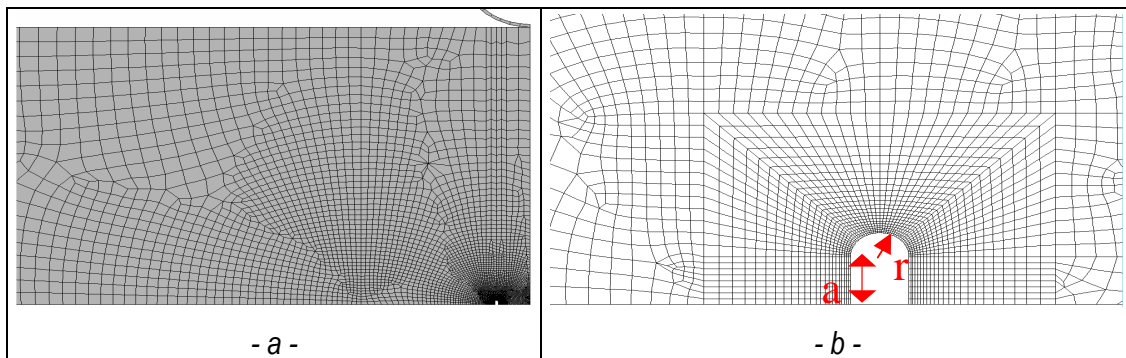


Figure 38. Maillage d'un échantillon non déformé avec un défaut de surface de profondeur a et de rayon r .

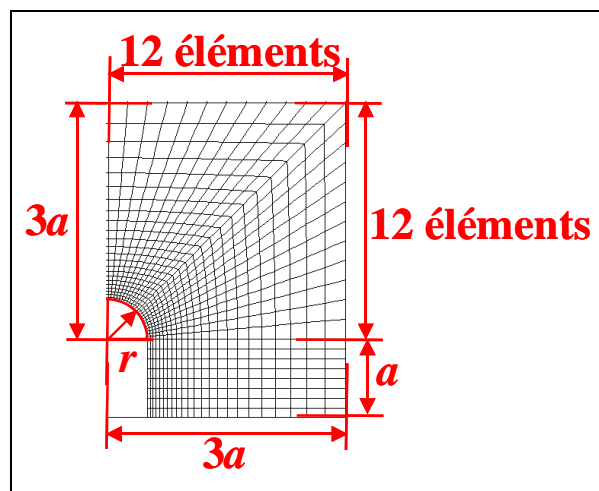


Figure 39. Schéma du maillage utilisé autour de l'entaille.

IV. 1. 2. Comportements analysés

a. Considérations générales

Une résolution en lagrangien réactualisé a été adoptée due aux grands déplacements, grandes rotations et grandes déformations de la tôle. Une implémentation utilisant un repère corotationnel a été utilisée pour éliminer les composantes de rotation dues au changement de repère. La théorie des grandes déformations a été étudiée dans l'ANNEXE I.

b. Lois de comportement à l'échelle de la microstructure

- *Matériau homogène*

Les lois de comportement déterminées expérimentalement par compression plane ont été utilisées pour définir les matériaux. Dans ces simulations, la tôle se comporte comme un matériau homogène avec une seule loi de comportement pour tous les éléments. En cas de non stipulation des paramètres de la loi de Voce ou du matériau, les valeurs utilisées sont celles du 6016 à l'état T4 hormis pour σ_∞ . En effet, afin de varier le comportement du matériau en grande déformation, l'écart entre σ_0 et σ_∞ doit rester identique. De ce fait, σ_∞ est déterminé de manière à ce que l'écart entre σ_0 et σ_∞ soit égal à l'écart utilisé dans la loi de Voce du 6016 à l'état T4 ou d'un autre matériau si celui-ci est spécifié.

- *Matériau hétérogène*

Pour les simulations avec matériau hétérogène, une loi de Voce étendue avec un tirage aléatoire et équiprobable de σ_0 dans un domaine $A_i = [\sigma_0^1 .. \sigma_0^2]$ a été utilisée pour chaque grain hexagonal. Ainsi, une répartition spatiale aléatoire de la contrainte d'écoulement initiale a été considérée pour chaque simulation. Si les autres paramètres de la loi de Voce ne sont pas stipulés, les valeurs utilisées sont celles du 6016 T4. Pour l'analyse de l'influence des différents paramètres du paragraphe IV. 3, une série de neuf répartitions spatiales différentes de σ_0 a été conçue. Ainsi, dans un souci de comparaison sans tenir compte de l'influence de la répartition spatiale, les mêmes neuf répartitions spatiales ont été utilisées pour chaque série de simulations.

- *Matériaux réels*

Pour les simulations des matériaux réels, les courbes de distribution des facteurs de Taylor initiaux ont été utilisées. Les facteurs de Taylor permettent de caractériser la contrainte d'écoulement de chaque grain par la relation (7). Comme pour les matériaux homogènes, les autres paramètres sont égaux aux paramètres des lois de Voce des matériaux considérés excepté pour σ_∞ . Deux types de simulations ont été effectués. Premièrement, afin de ne pas tenir compte de la répartition spatiale de σ_0 , neuf répartitions spatiales ont été conçues. Ces mêmes neuf répartitions spatiales ont été utilisées pour les 4 alliages étudiés. Ensuite, le second type de simulation a utilisé des répartitions spatiales de σ_0 tirées aléatoirement pour chaque alliage. Nous verrons que seules les premières couches de grains sont importantes dans l'endommagement du matériau. De ce fait, les résultats obtenus sur les sept premières couches de grains seront examinés dans les simulations.

$$\sigma_{0\text{grain}} = \frac{M_{\text{grain}}}{\bar{M}} \sigma_{0\text{matériau}} \quad (7)$$

où \bar{M} et M_{grain} sont respectivement le facteur de Taylor moyen du matériau et celui du grain

IV. 2. L'essai de pliage

IV. 2. 1. Validation de la simulation de l'essai de pliage

Les évolutions de la force appliquée par l'indenteur durant l'essai de pliage obtenues expérimentalement et par simulation d'un matériau homogène ont été comparées (**Figure 40**). L'allure des courbes est similaire. Toutefois, nous remarquons que la valeur du coefficient de frottement utilisé numériquement entre la tôle et le rouleau influence la force nécessaire au pliage. De ce fait, l'influence du frottement a été observée dans le paragraphe IV. 2. 3. Dans un second temps, l'évolution des angles de pliage obtenus expérimentalement et par simulation ont été également comparés (**Figure 41a**). Cette évolution semble identique à quelques degrés près (**Figure 41b**). L'erreur peut venir en partie du retour élastique de la tôle non pris en compte dans la mesure de β durant la simulation. La simulation de l'essai de pliage en tenant compte de la grande rotation et de la grande déformation est donc valide.

Rem : Les simulations de l'essai de pliage ont été faites pour un pliage d'axe DT. La notation DL sur les graphiques signifie que les grains sont déformés en traction dans la direction DL.

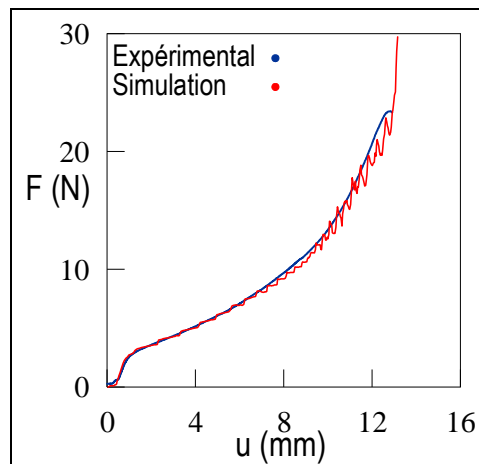


Figure 40. Comparaison entre les essais expérimentaux/simulation de l'évolution de la force durant le pliage du 6016 T4.

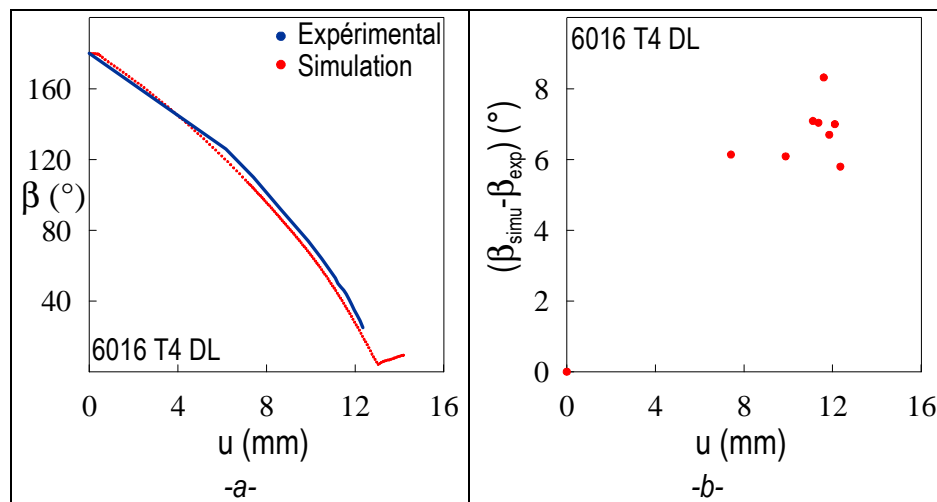


Figure 41. (a) Evolution de l'angle de pliage β en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage expérimental et simulé d'axe de pliage DT, (b) Evolution de l'erreur sur β durant l'essai de pliage simulé d'axe de pliage DT.

L'influence de la localisation de la déformation sur les paramètres macroscopiques (angle de pliage, force appliquée par l'indenteur) de l'essai de pliage a été examinée. Ainsi, l'évolution de la force

appliquée par l'indenteur durant l'essai de pliage d'un matériau hétérogène ayant une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa] et un coefficient de frottement nul a été observée (**Figure 42**). Une très légère diminution de la force appliquée est visible par rapport à un matériau homogène. De plus, l'évolution de l'angle de pliage entre un matériau homogène et un matériau hétérogène est identique. De ce fait, la localisation de la déformation n'a pas d'effet notable sur l'évolution de la réaction et de l'angle de pliage durant l'essai.

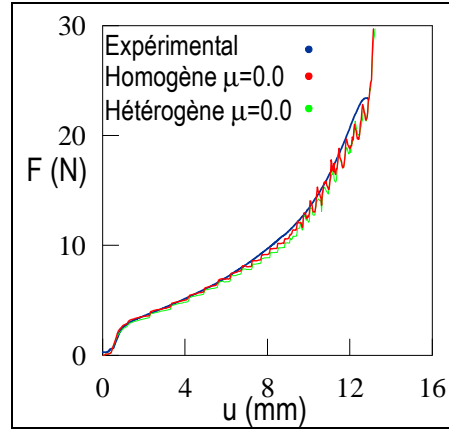


Figure 42. Evolution de la force durant le pliage pour un matériau hétérogène avec une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa]. La courbe en traits pleins représente le matériau hétérogène et celle en pointillés représente le matériau homogène.

IV. 2. 2. Les étapes caractéristiques du pliage

L'évolution de la déformation de von Mises maximale ε_{\max} durant un essai de pliage dans un matériau homogène a été analysée sur chacune des sept couches de grains de la peau externe (**Figure 43**). Deux principales étapes sont observées : une déformation croissante durant le pliage puis la formation d'un palier en fin d'essai. De par la forme de la première étape, l'évolution de ε_{\max} a été comparée à un mode de flexion pure par la suite. Les deux étapes seront détaillées dans les paragraphes suivants. Dans un second temps, une décroissance de la déformation dans les couches internes de la tôle a été observée. De ce fait, la déformation maximale se situe sur la peau externe de la tôle. La déformation à rupture des grains étant supposée identique pour un alliage donné, l'endommagement du matériau s'initiera donc sur les grains de la peau externe.

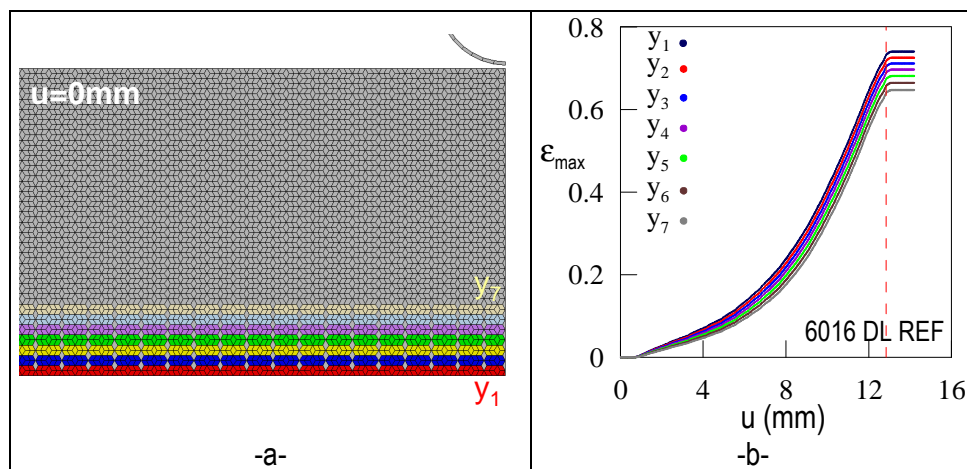


Figure 43. (a) Couches de grains étudiées [$y_1..y_7$], (b) Evolution de ε_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur pour chaque couche horizontale de grains dans un matériau homogène.

a. Evolution de ϵ_{\max} : Comparaison de la simulation de l'essai de pliage avec des modèles de flexion pure

De part l'évolution de la déformation maximale de von Mises lors des simulations de l'essai de pliage avec un matériau homogène, nous avons comparé les simulations éléments finis de l'essai de pliage avec les modèles de flexion pure suivants :

- Un modèle de flexion pure se basant sur les résultats éléments finis de la déformation maximale de von Mises (**ANNEXE K**). Ce modèle montre que les résultats éléments finis de l'essai de pliage ne peuvent pas être prédits par un modèle de flexion pure du fait de l'hétérogénéité du matériau. En effet, il est impossible de faire correspondre l'évolution de la déformation maximale de von Mises durant la simulation de l'essai de pliage d'un matériau hétérogène avec les résultats d'un modèle de flexion pure (**Figure 44b**). Seules les simulations éléments finis d'une tôle homogène peuvent se modéliser par ce modèle de flexion pure. Les rayons de courbure des matériaux homogènes de référence sont identiques car nous verrons que leur état de déformation est également identique (**Figure 44a**).
- Un modèle analytique de l'essai de pliage se basant sur les résultats des essais expérimentaux et une hypothèse de petites perturbations (**ANNEXE L**). Ce modèle basé sur des relations purement analytiques entre les paramètres de l'essai (déplacement et charge appliquée par l'indenteur, angle de pliage, frottement tôle/rouleau) et ceux du matériau (loi de comportement du matériau) permet de déterminer l'évolution de l'angle de pliage, du rayon de courbure de la ligne neutre et donc de la déformation de flexion durant l'essai de pliage. Le modèle est validé par le faible taux d'erreur sur la relation entre l'angle de pliage et le déplacement de l'indenteur (21% d'erreur maximale). Cependant, les résultats obtenus mettent en évidence l'influence notable de certains paramètres sur la déformation de flexion (frottement tôle/rouleau, variation d'épaisseur de la tôle).

En conséquence, l'essai de pliage ne peut pas être modélisé par un modèle de flexion pure.

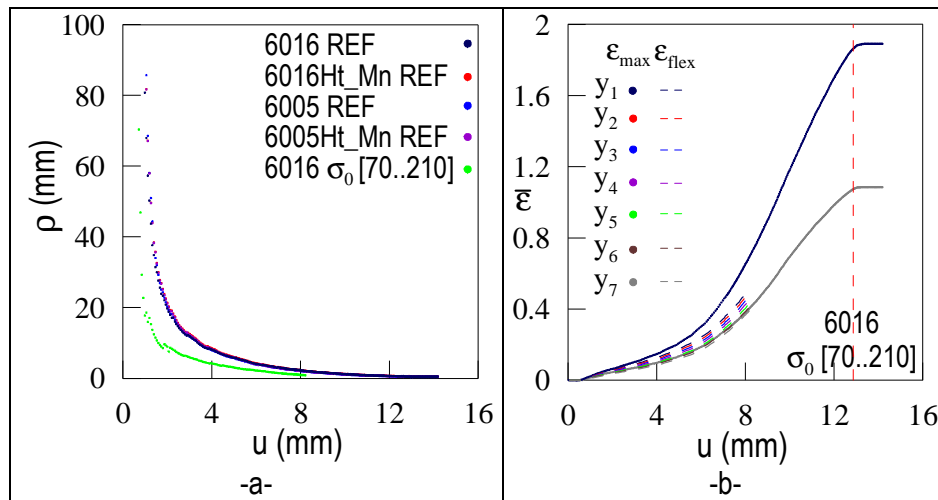


Figure 44. Résultats du modèle de flexion pure basé sur les simulations éléments finis d'un matériau homogène ou hétérogène avec une distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 comprise entre 70 et 210MPa. (a) Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre ρ_n en fonction du déplacement de l'indenteur, (b) Evolution de la déformation de von Mises maximale durant la simulation éléments finis (juste sur y_1 et y_7) et de la déformation de flexion en fonction du déplacement de l'indenteur dans les sept couches de grains y_i de la peau externe.

b. Evolution de ε_{\max} : Effet de la localisation de la déformation

La formation de bandes de localisation de la déformation due à une hétérogénéité du matériau a été démontrée expérimentalement et par les simulations éléments finis. L'effet de la localisation de la déformation sur l'évolution de ε_{\max} durant un essai de pliage dans un matériau hétérogène, avec une distribution équiprobable de σ_0 comprise entre 70 et 210 MPa, a donc été examiné (**Figure 45**). Un maximum de déformation est constaté dans le grain A ayant la limite d'élasticité initiale la plus faible ($\sigma_0^A=70\text{MPa}$) (**Figures a₁, a₂ et a₃**). L'apparition d'une rupture et d'un changement de pente dans la courbe $\varepsilon_{\max}=f(u)$ ont été constatés (transition entre 3 et 4 figure b). Le maximum de déformation est alors observé pour un autre grain B de limite d'élasticité initiale pourtant plus importante que A ($\sigma_0^B=160\text{MPa}$) (**Figures a₄ et a₅**). Ce phénomène est dû à une localisation de la déformation plus importante dans la zone à laquelle appartient le grain B. En effet, à ce stade, le grain A a de nombreux voisins de limite d'élasticité initiale assez proche de A tandis que B a des voisins de limite d'élasticité initiale beaucoup plus grande. De ce fait, l'accommodation de la déformation macroscopique dans la zone proche de A se fera par de nombreux grains permettant de répartir la déformation et éviter une localisation sévère de la déformation. Dans la zone proche de B, seul B accommodera la déformation macroscopique en se déformant : la localisation sera donc plus sévère. Ces interprétations sont justifiées par le paragraphe « Caractérisation de la localisation de la déformation ». De plus, ce phénomène s'observe également sur les cartographies par la formation d'une rugosité plus importante dans la zone de B qui accentue la déformation en cisaillement de l'élément. Cet exemple démontre le rôle de premier ordre de la répartition spatiale de σ_0 dans la formation de bandes de localisation et donc dans l'endommagement du matériau.

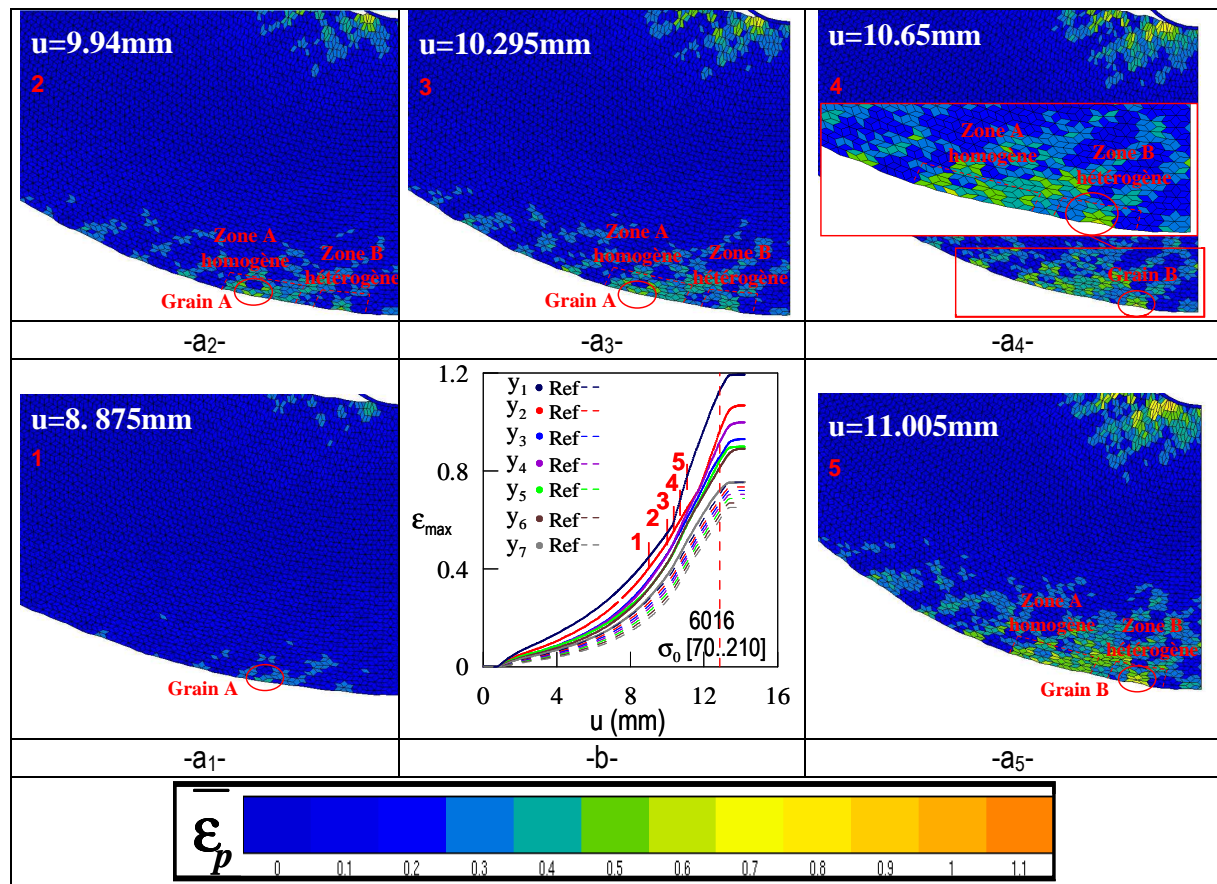


Figure 45. Simulation de l'essai de pliage d'un matériau hétérogène avec une distribution équiprobable de σ_0 comprise entre 70 et 210 MPa. (a) Cartographies de l'évolution de la déformation plastique de von Mises durant l'essai, (b) Evolution de ε_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant l'essai.

c. Palier de ϵ_{\max} : Transition pliage/laminage de la tôle

Un palier de déformation a été observé sur les courbes d'évolution de la déformation de von Mises maximale durant le pliage (**Figure 46b**). Afin de comprendre sa formation, la répartition de la déformation de von Mises dans la tôle durant le pliage a été examinée par cartographies dans un matériau homogène (**Figure 46a**). L'utilisation d'un matériau homogène permet de supprimer les effets de la localisation de la déformation. Du début de l'essai jusqu'au palier de déformation, la tôle est en flexion localement ce qui suppose que les courbes d'iso-déformation peuvent être approchées par des arcs de cercles (**Figures a₁ et a₂**).

A partir du déplacement de l'indenteur correspondant au palier de déformation, deux phénomènes ont été observés. L'interruption de la déformation de la zone pliée et l'apparition de pics spatiaux de déformation dans la zone de contact tôle/indenteur, ne suivant pas les arcs de cercles, ont été constatées (**Figures a₃ et a₄**). Ces phénomènes sont dus à l'arrêt du pliage et au laminage de la tôle respectivement comme vu dans les essais expérimentaux. En effet, à ce stade, la largeur entre les rouleaux est inférieure à la largeur nécessaire au passage de la tôle et de l'indenteur. La tôle passe entre les deux rouleaux avec un gradient de déplacement entre la peau interne qui subit le déplacement de l'indenteur et la peau externe au contact avec les rouleaux. Ce gradient de déplacement fait apparaître du cisaillement, au niveau de la tranche de la tôle normale au contact tôle/indenteur, caractéristique du laminage. Cependant, la partie pliée étant déjà très déformée, la déformation dans la tranche de cisaillement ne sera pas suffisante pour être détectée comme déformation maximale.

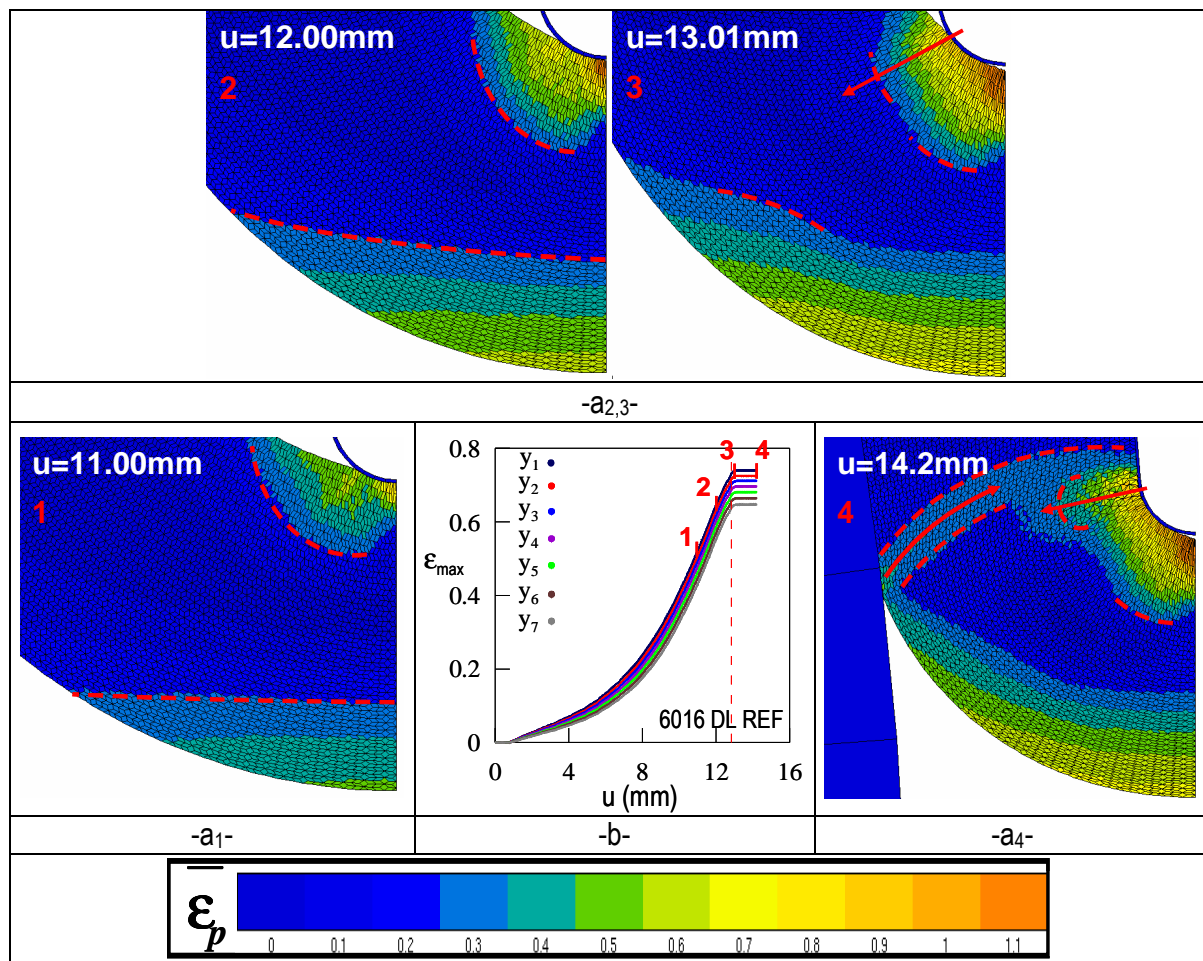


Figure 46. (a) Cartographies de l'évolution de la déformation plastique de von Mises pendant un essai de pliage dans un matériau homogène, (b) Evolution de ϵ_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur dans un matériau homogène sur les sept couches de grains de la peau externe.

d. Palier de ϵ_{\max} : Effet de la localisation de la déformation sur le laminage

L'influence de l'hétérogénéité du matériau sur le laminage de la tôle a été constatée. En effet, une augmentation linéaire de la déformation en fonction du déplacement de l'indenteur a pu être observée après la transition pliage/laminage. Ce phénomène a été constaté sur la simulation d'un matériau réel où la distribution de σ_0 s'effectue selon la répartition des facteurs de Taylor (**Figure 47b courbe bleu**). Avant cette augmentation, un maximum de déformation est atteint dans le grain A ayant une limite d'élasticité initiale plus forte ($\sigma_0^A=139\text{MPa}$) que le grain B. Ce maximum est dû probablement au voisinage du grain A (grain de limite d'élasticité plus importante à côté de lui) et à sa position plus proche de l'axe de symétrie (**Figures a₁, a₂**). A partir de cette augmentation, le maximum de déformation est alors observé pour le grain B de limite d'élasticité initiale plus faible que A ($\sigma_0^B=129\text{MPa}$) (**Figures a₃**). L'augmentation de déformation importante du grain B est causée par le laminage de la tôle. En effet, le grain B appartient à la zone subissant le cisaillement du au laminage. Cependant, du fait de l'importante déformation déjà subie par la zone pliée en fin d'essai, ce phénomène ne s'observe sur les courbes de maximum que si l'hétérogénéité de comportement entre les grains voisins dans la zone de cisaillement est importante. De plus, ce phénomène sera d'autant plus visible que le coefficient de frottement est important (**Figure 52**).

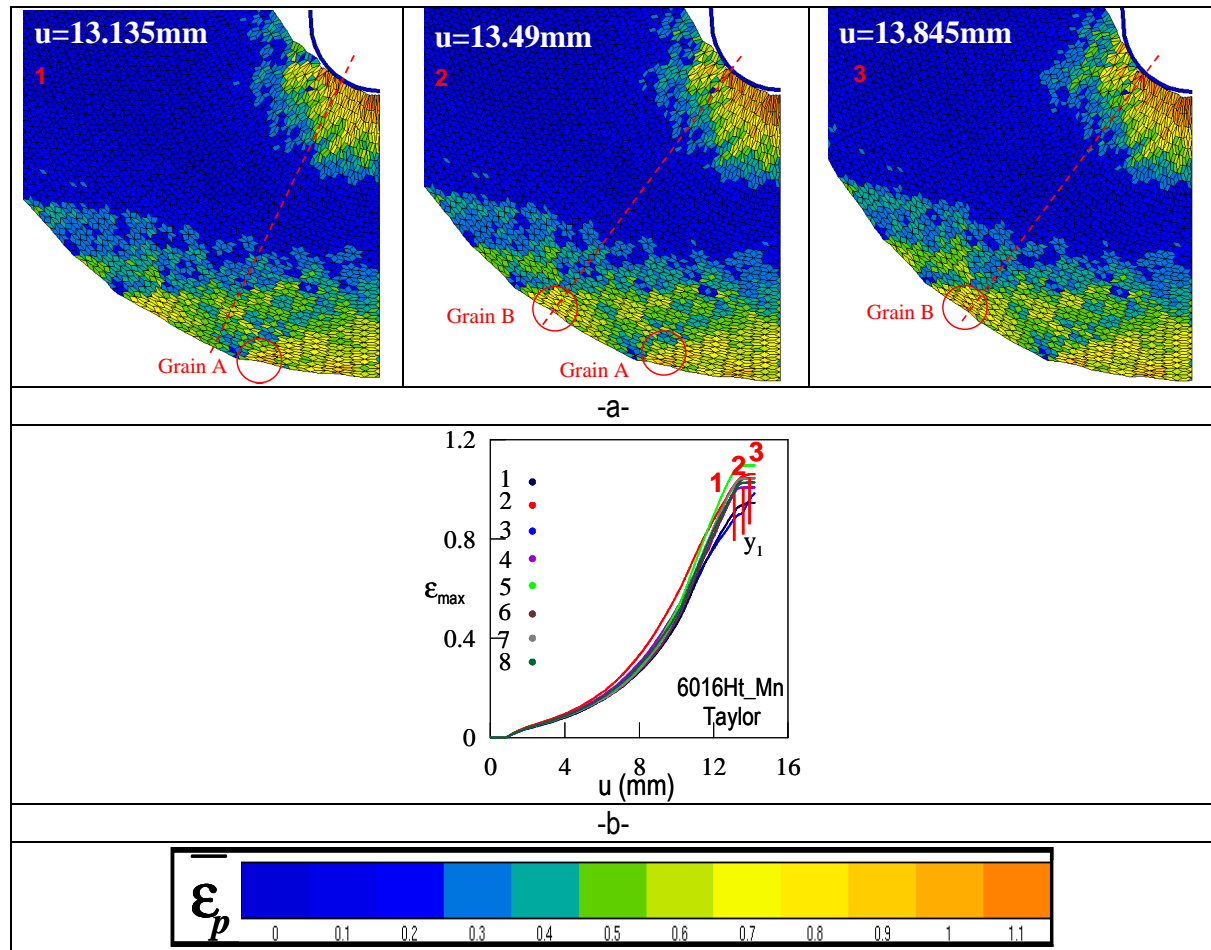


Figure 47. (a) Cartographies de l'évolution de la déformation plastique de von Mises pendant un essai de pliage dans un matériau hétérogène, (b) Evolution de ϵ_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur dans un matériau hétérogène pour huit répartitions spatiales de σ_0 .

IV. 2. 3. Influence de divers paramètres

a. Influence du frottement sur l'essai

L'évolution de la force appliquée par l'indenteur durant la simulation de l'essai de pliage d'un matériau homogène a été comparée aux essais expérimentaux (**Figure 48**). Différentes valeurs de coefficients de frottement μ ont été utilisées pour les simulations. L'allure des courbes obtenues est similaire. Toutefois, nous remarquons que la valeur du coefficient de frottement utilisé numériquement entre la tôle et le rouleau influence fortement la force nécessaire au pliage. Par contre, le frottement tôle/indenteur n'a pas d'influence notable. Le coefficient de frottement optimal entre la tôle et le rouleau pour corrélérer les essais expérimentaux et les simulations est de 0.0. Cependant, après observations de vidéo des essais expérimentaux, le coefficient de frottement réel entre la tôle et les cylindres, supposés rotatifs, n'est pas clair. En effet, les rouleaux ont tendances à tourner et frotter avec la tôle par intermittence. De ce fait, afin d'étudier la localisation de la déformation de manière optimale, nous supposons que le coefficient de frottement entre la tôle et les rouleaux est nul.

L'influence du frottement sur la déformation maximale atteinte est proportionnelle au déplacement de l'indenteur (**Figure 49a, b**). On remarque que le frottement tôle/indenteur et tôle/rouleau ont un effet opposé sur l'évolution de la déformation maximale (**Figure 50**). Le frottement tôle/rouleau augmente légèrement la déformation maximale atteinte à cause de l'étirement supplémentaire de la couche externe. Par contre, le frottement tôle/indenteur la diminue en freinant la déformation des grains dans la zone de contact. Nous supposons que l'influence du frottement augmente durant l'essai du fait du laminage de la tôle.

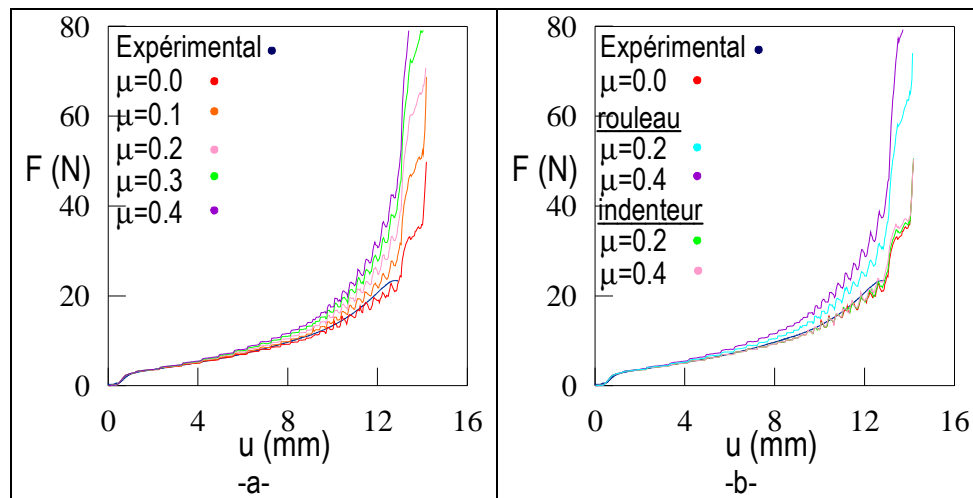


Figure 48. Evolution de la force durant le pliage du 6016 à l'état T4, (a) Influence du frottement global avec une valeur de frottement identique entre tôle/rouleau et tôle/indenteur, (b) Influence du frottement de chaque zone de contact. Les simulations éléments finis sont effectuées avec un matériau homogène.

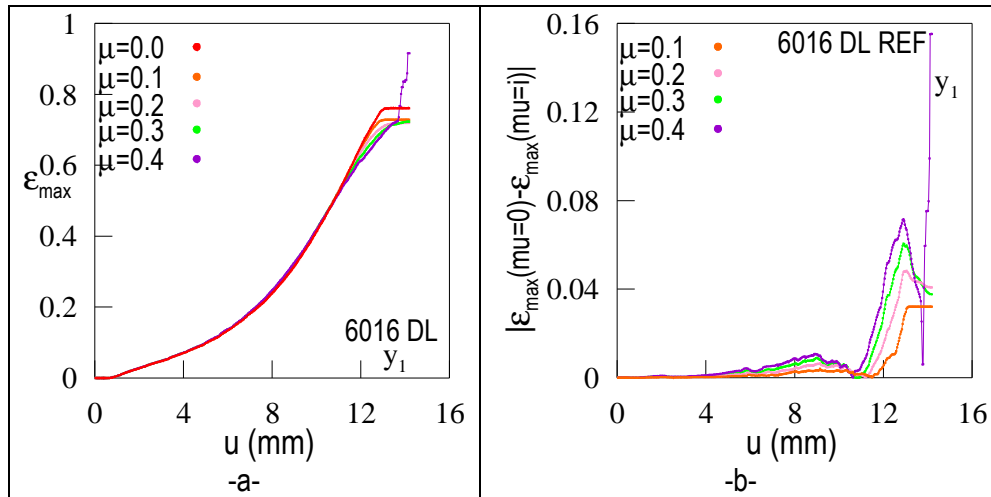


Figure 49. Influence du frottement global durant les simulations de l'essai de pliage d'un matériau homogène de coefficient de frottement μ identique entre tôle/rouleau et tôle/indenteur, (a) évolution de la déformation maximale de von Mises durant le pliage, (b) évolution de la différence de déformation durant le pliage.

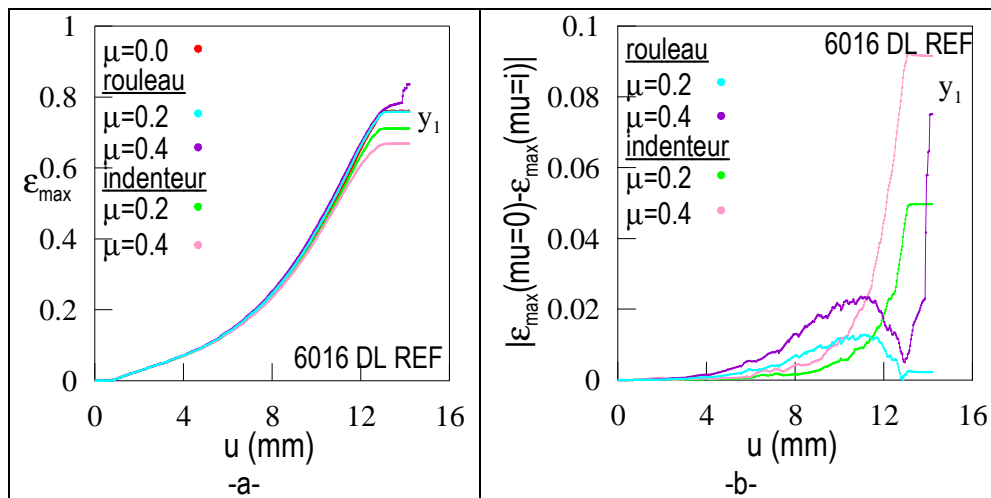


Figure 50. Influence du frottement de chaque zone de contact durant les simulations de l'essai de pliage d'un matériau homogène, (a) évolution de la déformation maximale de von Mises durant le pliage, (b) évolution de la différence de déformation durant le pliage.

b. Influence du frottement tôle/rouleau sur la localisation de la déformation

L'évolution de la force appliquée par l'indenteur et de la déformation maximale de von Mises durant l'essai de pliage ont été examinées pour différents coefficients de frottement avec un matériau hétérogène ayant une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa] (**Figure 51 et Figure 52**). Aucun changement significatif n'est visible lorsque l'on compare l'effet du frottement entre matériau homogène/hétérogène excepté une légère influence sur la déformation maximale. De ce fait, le frottement n'a pas d'effet notable sur la valeur maximale de la déformation.

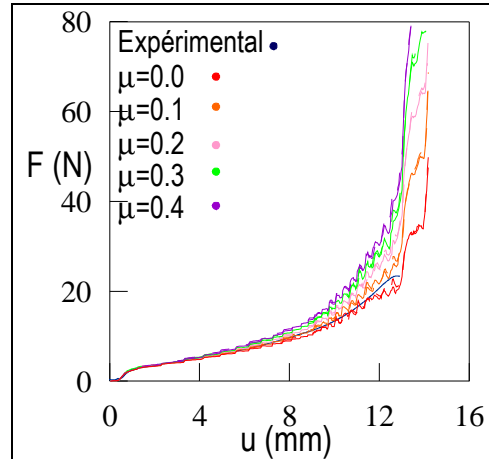


Figure 51. Influence du frottement global : évolution de la force durant un essai de pliage expérimental et de la simulation de l'essai pour un matériau hétérogène avec une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa]. Les courbes en traits pleins représentent les matériaux hétérogènes et celles en pointillés représentent les matériaux homogènes.

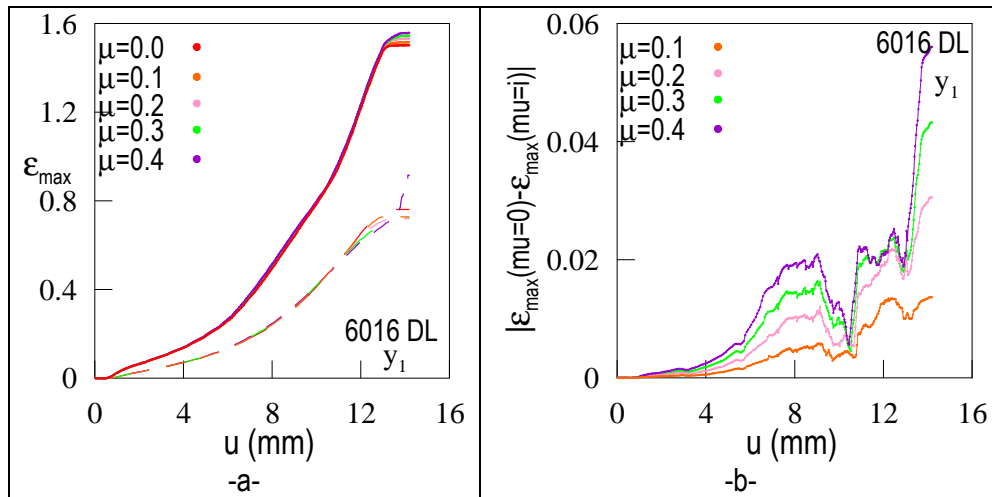


Figure 52. Influence du frottement global, (a) évolution de la déformation maximale de von Mises durant la simulation de l'essai de pliage d'un matériau hétérogène avec une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa], (b) évolution de la différence de déformation durant le pliage. Les traits en pointillés représentent un matériau homogène tandis que les traits pleins représentent le matériau hétérogène.

c. Influence du maillage

L'influence d'éléments linéaires ou quadratiques a été examinée pour des simulations de l'essai de pliage avec un matériau d'épaisseur de 0.9mm, homogène ou hétérogène avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa. En ce qui concerne les simulations avec matériau homogène, on ne remarque aucune différence notable entre les résultats obtenus avec des éléments linéaires et ceux obtenus avec des éléments quadratiques (**Figure 53**). Cependant, au sujet des simulations avec un matériau hétérogène, on remarque une légère différence d'évolution de la déformation maximale pouvant aller de 0.05 à 0.1 de déformation pour une déformation maximale finale respective d'environ 1.2 et 2.0 avec des éléments linéaires. De ce fait, nous supposons que le maillage linéaire utilisé (c2d4r) n'a pas d'influence notable sur les résultats. Les différentes comparaisons effectuées par la suite, concernant des matériaux hétérogènes, sont donc valides à 5% d'erreur maximale près.

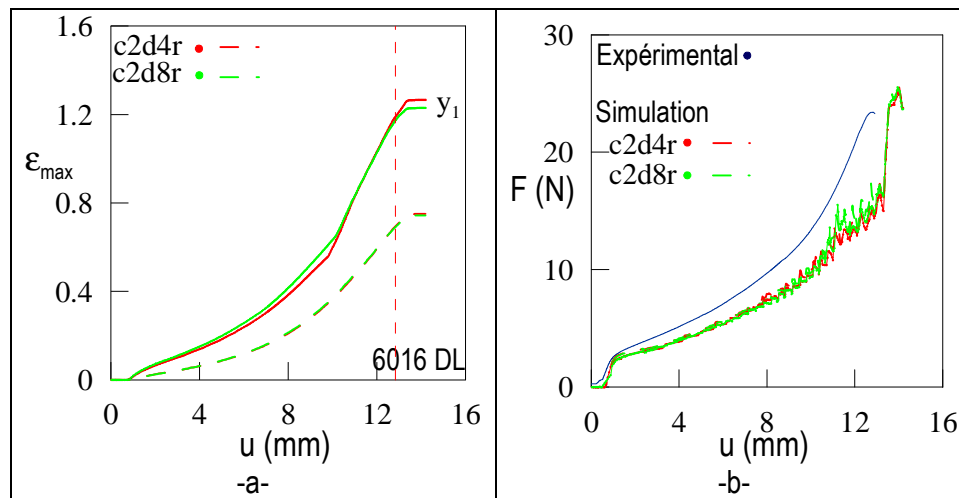


Figure 53. Influence du maillage sur la simulation de l'essai de pliage ; les traits en pointillés et pleins représentent respectivement des simulations avec un matériau homogène et avec un matériau hétérogène de répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa (a) Déformation maximale de von Mises en fonction du déplacement de l'indenteur, (b) Force appliquée en fonction du déplacement de l'indenteur.

IV. 3. Analyse de la localisation de la déformation

IV. 3. 1. Caractérisation de la localisation de la déformation

L'influence de la largeur initiale d'une bande de localisation et de la différence de σ_0 , entre cette bande et la partie externe, sur l'intensité de la déformation a été examinée tel que $\sigma_{0\text{bande}} < \sigma_{0\text{tôle}}$. Pour cela, des simulations par éléments finis de l'essai de pliage avec une tôle de 6016 contenant une bande de largeur et de limite d'élasticité initiale contrôlable ont été effectuées. L'influence de la largeur de bande a été analysée avec une bande et une tôle de limite d'élasticité respective de $\sigma_0 = 100\text{MPa}$ et $\sigma_0 = 143\text{MPa}$. L'influence de la limite d'élasticité a été examinée avec une largeur de bande de $100\mu\text{m}$ et une tôle de limite d'élasticité $\sigma_0 = 143\text{MPa}$. Dans un premier temps, la formation d'un creux de rugosité sur la peau externe située dans la bande a été observée. La localisation de la déformation, par le biais d'une hétérogénéité dans le matériau, est donc bien responsable de la formation de rugosité sur la peau externe. Dans un second temps, les maxima de déformation atteints dans la couche externe et la profondeur de rugosité formée ont été évalués (**Figure 54**, **Figure 55**). Ils sont inversement proportionnels à la largeur et la limite d'élasticité initiale de la bande. De ce fait, l'hypothèse selon laquelle la localisation de la déformation et/ou l'endommagement du matériau seraient proportionnels à la déformation maximale atteinte, par rapport au matériau de référence, a été formulée.

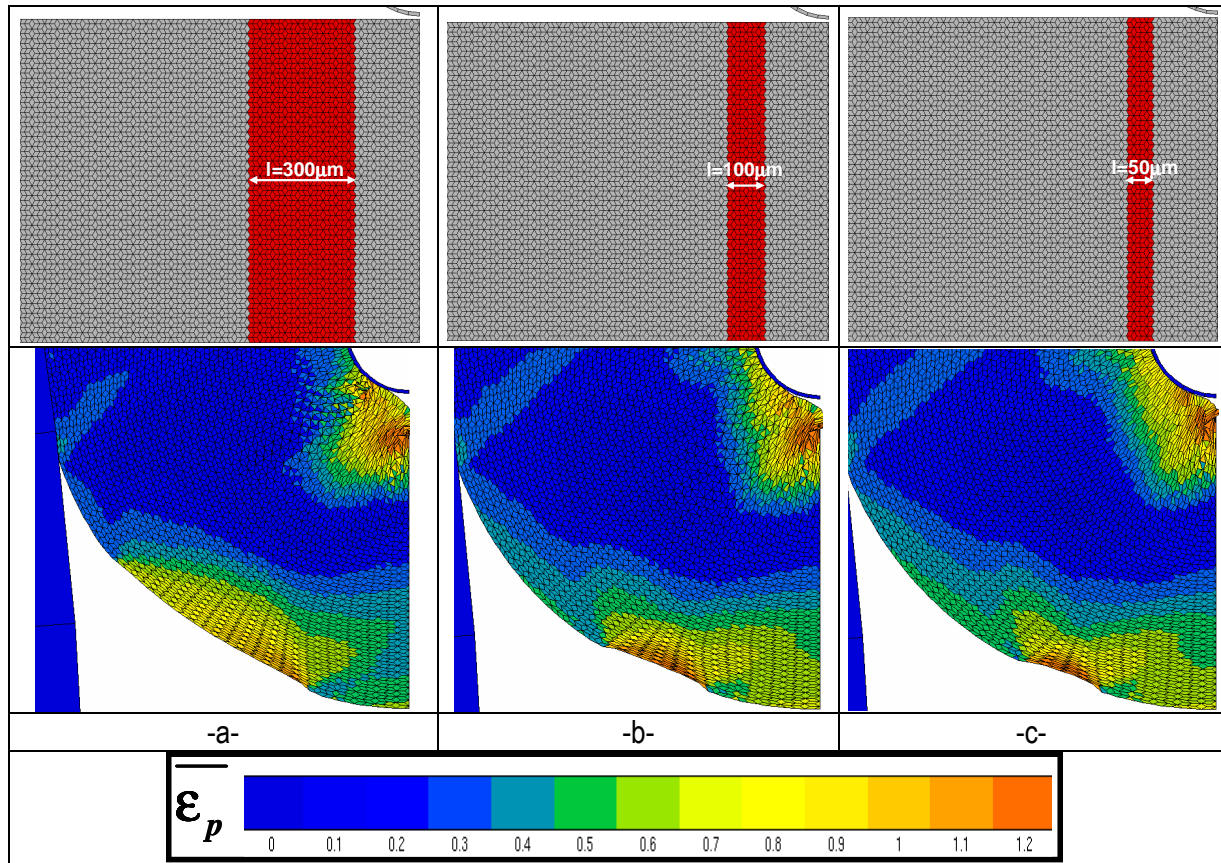


Figure 54. Maillage initial et cartographie de $\bar{\epsilon}_p$ en fin d'essai de pliage dans un matériau de $\sigma_0 = 143 \text{ MPa}$ contenant une bande de $\sigma_0 = 100 \text{ MPa}$ et de largeur initiale (a) $l = 300 \mu\text{m}$, (b) $l = 100 \mu\text{m}$, (c) $l = 50 \mu\text{m}$.

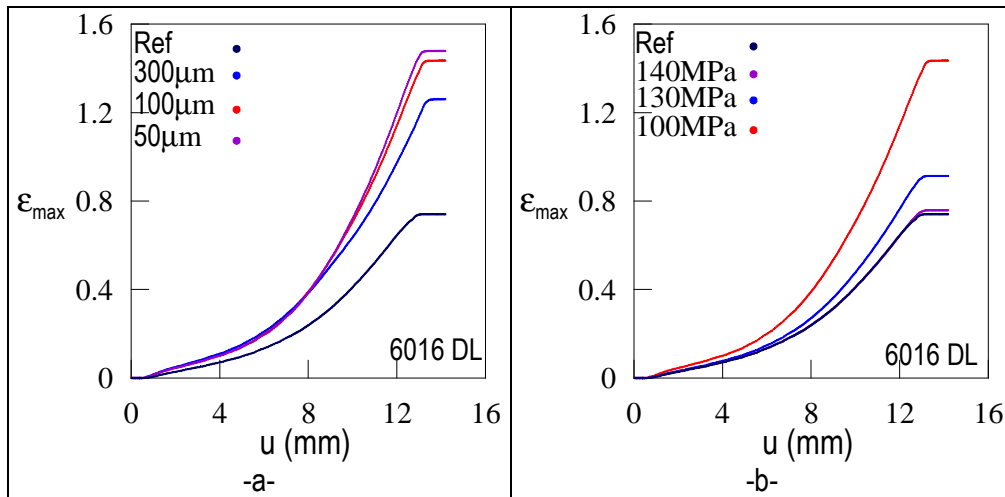


Figure 55. (a, b) Evolution de ϵ_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant le pliage dans une tôle ($\sigma_0 = 143 \text{ MPa}$) contenant une bande de σ_0 inférieure. (a) Influence de la largeur de la bande de $\sigma_0 = 100 \text{ MPa}$, (b) influence de la limite d'élasticité de la bande de largeur $l = 100 \mu\text{m}$.

IV. 3. 2. Confrontation avec les résultats expérimentaux

L'évolution de la moyenne des déformations locales par couche de grains durant le pliage a été caractérisée expérimentalement sur l'alliage 6016 T4 dans le paragraphe III. 3. 3 (**Figure 56**). Ces mesures ont permis d'observer les différentes étapes d'endommagement d'un alliage d'aluminium durant l'essai de pliage. La localisation de la déformation suivie par la fissuration des grains de la peau externe ont été corrélées respectivement à la formation d'un pseudo-palier en zone de traction et à la chute de l'intensité de ce palier en fin d'essai de pliage. Dans le paragraphe suivant, nous allons comparer ces résultats avec les simulations éléments finis. La moyenne des déformations a été évaluée par couche de grains de largeur initiale d'environ 30 μm le long de l'épaisseur de l'échantillon (**Figure 57a**). Deux critères différents ont été utilisés pour définir la longueur des couches de grains évaluées. Le premier stipule que la moyenne des déformations est effectuée sur un nombre de grains identique par couche le long de l'épaisseur de l'échantillon et constant durant le pliage. Ce critère permet donc d'évaluer la moyenne des déformations avec toujours le même nombre de grains. Le second critère correspond à celui utilisé expérimentalement. Il sélectionne la longueur de la couche de grains tel que le rayon de courbure de la peau externe est constant à 1 mm près. De ce fait, le nombre de grains pris en compte va changer durant le pliage. La moyenne des déformations a été caractérisée pour un matériau homogène, un matériau avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa et également avec une répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor des alliages étudiés à l'état T4.

Pour un matériau homogène, l'évolution de la moyenne des déformations en fonction de la position dans l'épaisseur de la tôle est linéaire avec trois zones caractéristiques correspondant respectivement à la zone en compression, la ligne neutre et la zone en traction (**Figure 57b**). Cette évolution semble être de type flexion pure. De plus, cette évolution est proportionnelle au déplacement de l'indenteur durant le pliage. Pour les matériaux à répartition aléatoire, l'évolution de la déformation ne correspond plus à un mode de flexion pure dans la zone de traction (**Figure 57b**). En effet, l'évolution de la moyenne des déformations en fonction de la position dans l'épaisseur de la tôle n'est plus linéaire et se transforme en un pseudo-palier dans la zone de la peau externe. De plus, la moyenne peut quitter ce palier et diminuer en extrême peau. Cette diminution est proportionnelle au déplacement de l'indenteur. La zone de traction a été divisée en quatre zones distinctes (**Figure 58b et Figure 59b**) :

- La zone A correspond à la zone où la moyenne des déformations suit la solution de type flexion pure.
- La zone B correspond à la zone qui commence dès l'apparition d'une perturbation de la déformation par rapport à la solution homogène et qui se termine par un pseudo-palier de déformation.
- La zone C, pas toujours visible, correspond à une augmentation rapide de la déformation après le pseudo-palier (**ANNEXE M Figure 136**).
- La zone D se définit par une chute de la moyenne des déformations en extrême peau.

La largeur de ces zones caractéristiques a été examinée (**Tableau 23 et Tableau 24**). On remarque que la largeur totale de la zone de perturbation (B+C+D) est proportionnelle au déplacement de l'indenteur jusqu'à 90% de l'essai de pliage, moment à partir duquel elle se stabilise. Nous supposons que cette stabilisation est due au laminage des tôles comme vu au paragraphe IV. 2. 2. Seule la zone B est visible entre 60 et 70% du déplacement de l'indenteur. La moyenne des déformations a été examinée pour des matériaux avec une répartition de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor et des lois de comportement correspondant aux alliages 6005 et 6016 avec et sans manganèse (**ANNEXE M Figure 137 et Figure 138**). Les quatre alliages ont à peu près les mêmes largeurs de zones caractéristiques. Cependant, l'intensité du pseudo palier est plus faible

pour les alliages haut manganèse. Nous supposons donc que les largeurs caractéristiques ne sont influencées que par la répartition spatiale des limites d'écoulement.

Nous avons comparé les résultats obtenus expérimentalement et par simulation. L'allure des courbes est très proche. Cependant, les valeurs des largeurs de zones observées expérimentalement sont plus importantes que les largeurs simulées. Nous supposons que cette erreur est due aux incertitudes de mesure qui sont respectivement d'environ 50 μ m et 15 μ m pour les observations expérimentales et pour les simulations. Ces incertitudes correspondent à la moitié de la distance initiale entre les points de mesures.

En utilisant le critère de « longueur constante » pour sélectionner la longueur de la couche de grains, on remarque que la perturbation de la déformation est beaucoup plus prononcée que celle obtenue avec le second critère (**ANNEXE M Figure 139**). De ce fait, les résultats sont influencés par la longueur des couches de grains utilisée. La mesure de la moyenne des déformations a été effectuée pour deux matériaux à répartition hétérogène (**ANNEXE M Figure 140**). Le palier de déformation est plus marqué pour le matériau avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa que pour le matériau avec une répartition correspondant à la répartition du facteur de Taylor. Les résultats sont donc influencés par la largeur de la courbe de répartition de la limite d'élasticité, moins importante pour le matériau à répartition de type Taylor, mais également par sa répartition spatiale.

La cartographie des déformations de von Mises durant le pliage pour les matériaux hétérogènes a été examinée et comparée aux moyennes de déformations (**Figure 58 et Figure 59**). La perturbation de la moyenne par rapport à la solution en homogène est due à la localisation de la déformation. La localisation de la déformation peut se diviser en trois zones :

- La zone B qui correspond à la propagation des bandes de localisation de la déformation à travers l'épaisseur du matériau. Cette zone commence dès l'apparition d'une perturbation de la moyenne et forme en peau externe un pseudo-palier de déformation. Deux paramètres sont importants pour caractériser la localisation de la déformation :
 - La largeur du pseudo-palier ; ce paramètre correspond à la profondeur des bandes de localisation de la déformation. Il est influencé par la largeur des courbes de distribution de la limite d'élasticité initiale.
 - L'intensité du pseudo-palier ; ce paramètre correspond à l'intensité de la localisation de la déformation. Il est influencé par la largeur des courbes de distribution de la limite d'élasticité initiale et par l'écrouissage en grande déformation du matériau. C'est le paramètre le plus important dans la localisation de la déformation car il va déterminer la fissuration du matériau. L'augmentation du taux de manganèse (augmentation du coefficient d'écrouissage en grande déformation) permet de diminuer l'intensité du pseudo-palier atteint et donc de diminuer l'intensité de la localisation de la déformation
- La zone C, qui n'est pas toujours visible, correspond aux creux de rugosités et à l'extrême bord des bandes de localisation. Elle se définit comme une augmentation rapide de la déformation et donc de la moyenne en peau externe.
- La zone D se définit par une chute de la moyenne des déformations en extrême peau. Sa largeur est souvent d'une couche de grain. Elle correspond aux zones non déformées comprises entre la peau externe et les bandes de localisations.

En conclusion, l'allure des résultats obtenus expérimentalement et par simulation est similaire ce qui permet de valider l'interprétation physique faite sur les mécanismes d'endommagement à l'aide des courbes expérimentales. Cependant, les valeurs obtenues par simulation dépendent fortement de la zone utilisée pour calculer la moyenne des déformations par arc de cercle et également de l'intensité et

de la répartition de la localisation de la déformation. Les plus faibles valeurs des résultats par simulations sont dues à une localisation moins sévère. Nous supposons que d'autres paramètres sont manquants dans la simulation telle que la rotation cristalline des grains ou la prise en compte de la fissuration.

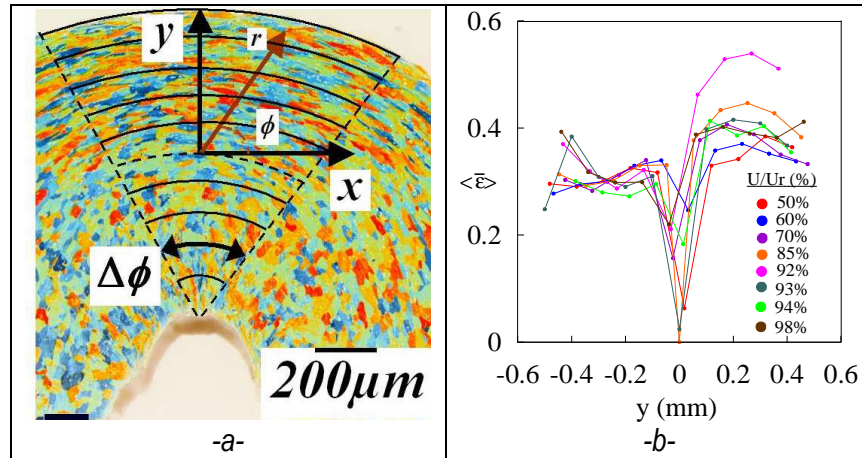


Figure 56. (a) Moyenne des déformations des grains par arc de cercle dans une zone où le rayon de courbure externe est constant à 1mm près, (b) Evolution des moyennes des déformations locales des grains par arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle durant un essai de pliage sur du 6016 T4 dans la direction DT (axe de pliage=DL).

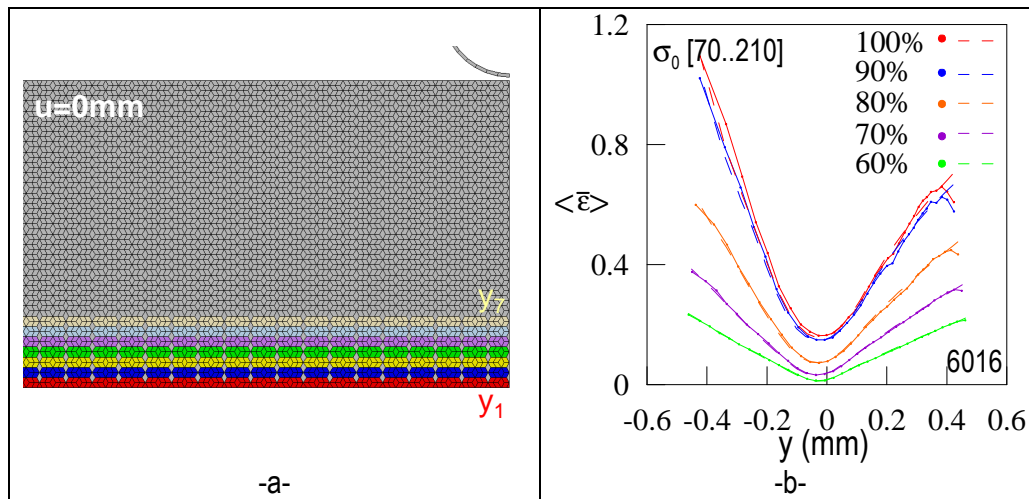


Figure 57. (a) Définition des couches de grains le long de l'épaisseur de l'échantillon. (b) Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle (couche de grains) durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle pour le 6016 à l'état T4 ; les traits pleins représentent un matériau avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa et les traits en pointillés un matériau homogène. La moyenne des déformations des grains par arc de cercle est effectuée dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

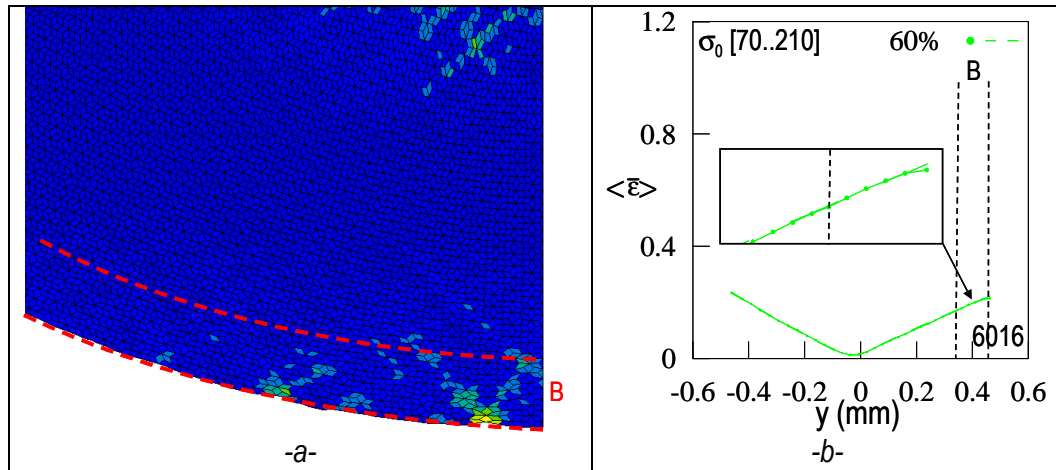


Figure 58. Représentation des largeurs caractéristiques de la localisation de la déformation dans la section du 6016 plié pour un déplacement de l'indenteur de 8.52 mm (60%) avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa, (a) Cartographie de la déformation de von Mises, (b) Moyenne des déformations de von Mises par arc de cercle en fonction de la position dans la section de l'échantillon. La moyenne des déformations des grains par arc de cercle est effectuée dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

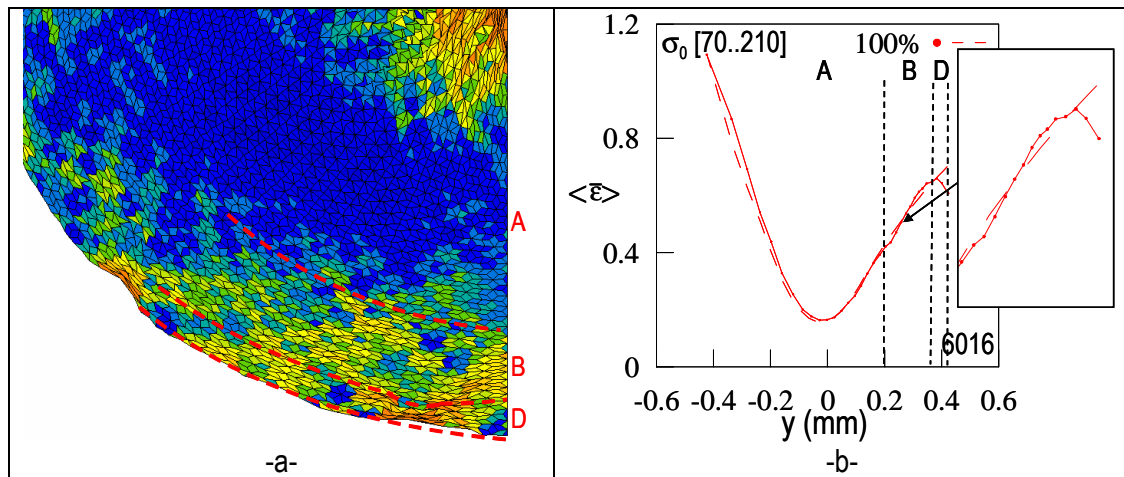


Figure 59. Représentation des largeurs caractéristiques de la localisation de la déformation dans la section du 6016 plié pour un déplacement de l'indenteur de 14.2 mm (100%) avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa, (a) Cartographie de la déformation de von Mises, (b) Moyenne des déformations de von Mises par arc de cercle en fonction de la position de l'arc de cercle dans la section de l'échantillon. La moyenne des déformations des grains est effectuée dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

U/Ur	B (μm)	D (μm)	Profondeur de localisation (μm)
60%	100	200	300
70%	100	300	400
80%	200	200	400
85%	200	200	400
92%	200	200	400
98%	400		400

Tableau 23. Evolution des largeurs caractéristiques de la localisation de la déformation durant un essai de pliage expérimental sur le 6016.

U/Ur	B (μm)	D (μm)	Profondeur de localisation (μm)
60%	112		112
70%	194		194
80%	187	23	210
90%	187	37	224
100%	169	61	230

-a-

U/Ur	B (μm)	C (μm)	D (μm)	Profondeur de localisation (μm)
60%	75			75
70%	127			127
80%	181		19	200
90%	175	37	19	231
100%	185	23	22	230

-b-

Tableau 24. Evolution des largeurs caractéristiques de la localisation de la déformation durant une simulation du pliage sur du 6016, (a) avec répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa, (b) avec répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor.

IV. 3. 3. Influence de la limite d'élasticité initiale

a. Influence de la limite d'élasticité initiale pour un matériau homogène

L'influence de la limite d'élasticité du matériau a été examinée à l'aide de simulations avec un matériau homogène de $\sigma_0=143\text{MPa}$ (6016 T4) ou de $\sigma_0=203\text{MPa}$ (**Figure 60**). Ces simulations permettent d'analyser, par exemple, l'influence d'un traitement thermique de revenu qui permet d'augmenter la limite d'élasticité des matériaux. Une hausse de la limite d'élasticité de 60MPa augmente très légèrement la déformation maximale atteinte (5% environ) en fin d'essai de pliage.

Remarque : Vu la faible différence de déformation en fin d'essai, les simulations en homogène ont été considérées comme une simulation de référence unique pour quantifier la localisation de la déformation.

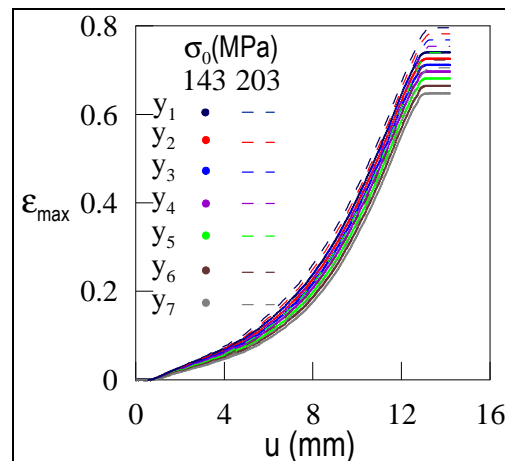


Figure 60. Evolution ε_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur dans un matériau homogène pour deux limites d'élasticité distinctes sur les sept premières couches de grains de la peau externe.

b. Influence de la répartition statistique de la limite d'élasticité initiale

- Influence de la largeur Δ de la courbe de distribution de la limite d'élasticité initiale

Une courbe de distribution équiprobable de largeur Δ de σ_0 signifie que, pour chaque grain, σ_0 est tirée de manière aléatoire et équiprobable dans les valeurs situées dans le domaine $A_i=[\sigma_0^1..\sigma_0^2]$ avec $\Delta=\sigma_0^2-\sigma_0^1$. Les valeurs de la largeur Δ ont été prises de façon à simuler un matériau peu hétérogène (Δ_{A1} ou Δ_{A2}) et un matériau très hétérogène (Δ_{B1} ou Δ_{B2}). Les répartitions comparées ont approximativement le même matériau de référence (matériaux homogènes avec une évolution de ε_{\max} identique) permettant de quantifier directement la localisation de la déformation. Les caractéristiques des séries de simulations sont résumées dans le **Tableau 25**. Une augmentation de la largeur de distribution augmente de manière importante la déformation plastique de von Mises maximale atteinte

(plus de 65% de déformation supplémentaire en peau externe) durant l'essai de pliage sur les sept couches considérées (**Figure 61, Figure 62 et Tableau 26**). De ce fait, la localisation et/ou l'endommagement du matériau sont donc proportionnels à la largeur de distribution de σ_0 .

Dans un second temps, il a été remarqué que, pour une répartition spatiale de σ_0 donnée, plus la déformation atteinte est importante et plus la valeur de la largeur de distribution sera influente sur l'amplification de la déformation. De plus, pour un Δ donnée, la déformation plastique de von Mises atteinte peut être différente de plus de 20% entre chaque répartition spatiale de σ_0 (Ecart-type de ε_{\max} du **Tableau 26**). La répartition spatiale de σ_0 joue donc un rôle non négligeable sur la pliabilité. En terme métallurgique, ces conclusions signifient que plus la tôle est homogène et moins elle aura de risque de s'endommager par localisation de la déformation durant l'essai de pliage. Des résultats complémentaires sont disponibles dans l'annexe M.2.

Série de simulations	A ₁	A ₂	B ₁	B ₂
Type de simulation	hétérogène			
Nombres de simulations/série (Nombres de répartitions spatiales/série)	9			
Répartitions spatiales identiques entre série	oui			
Type de distribution de σ_0	Aléatoire et équiprobable			
Domaine de distribution de σ_0 [σ_0^1 .. σ_0^2] (MPa)	[120..148]	[180..208]	[70..210]	[130..270]
Paramètre étudié/série	Domaine de distribution de σ_0			
Matériau utilisé pour les autres paramètres	6016 T4	6016 T4	6016 T4	6016 T4

Tableau 25. Caractéristiques de chaque série de simulations

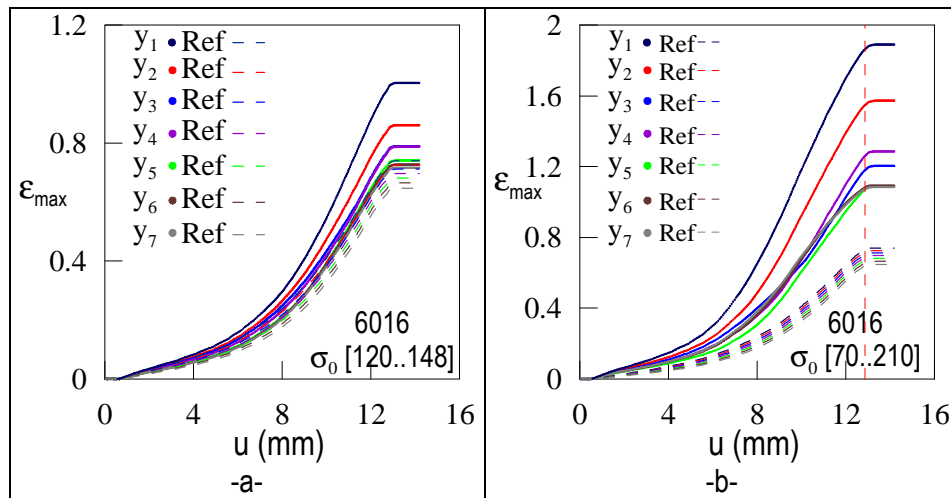


Figure 61. Evolution de ε_{\max} dans 7 couches de grains en fonction du déplacement de l'indenteur, (a) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [120..148MPa], (b) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa].

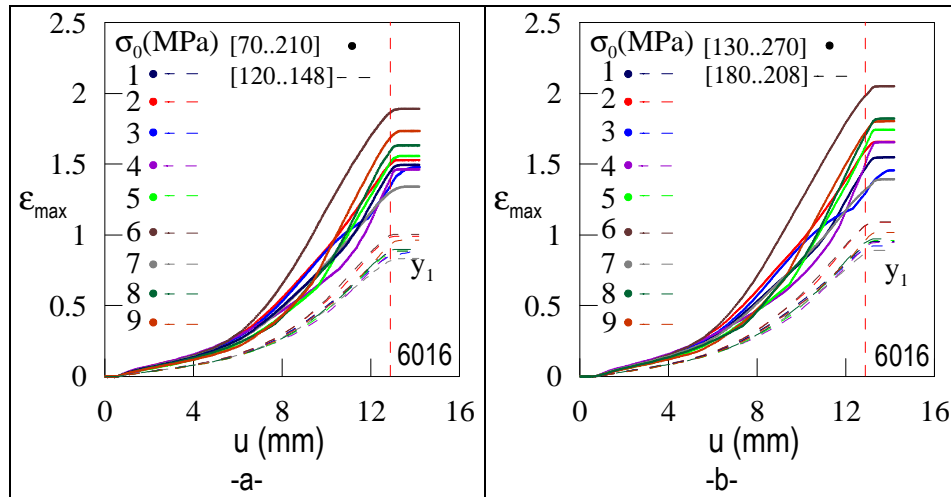


Figure 62. Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales différentes de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur, (a) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa] et [120..148MPa], (b) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [130..270MPa] et [180..208MPa].

Domaine de distribution de σ_0 $A_i=[\sigma_0^1..\sigma_0^2]$ (MPa)	$\Delta = \sigma_0^2 - \sigma_0^1$ (MPa)	$\overline{\varepsilon_{\max}}$	Ecart-type de ε_{\max}	$\overline{\Delta\varepsilon} = \overline{\varepsilon_{\max}^B} - \overline{\varepsilon_{\max}^A}$	Ecart-type de $\overline{\Delta\varepsilon}$
$A_1=[120..148]$	28	0.91	0.06	0.66	0.19
$B_1=[70..210]$	140	1.57	0.16		
$A_2=[180..208]$	28	0.98	0.07	0.70	0.19
$B_2=[130..270]$	140	1.68	0.20		

Tableau 26. Tableau récapitulatif de la déformation maximale moyenne en fin de simulation de l'essai de pliage avec un domaine de distribution de σ_0 A_i pour chaque série, de la moyenne et de l'écart type de la différence entre répartition spatiale identique de deux séries avec un Δ différent.

- Influence de la valeur moyenne de la limite d'élasticité pour un matériau hétérogène

La très faible influence de la limite d'élasticité initiale a été démontrée pour des essais de pliage sur des matériaux homogènes (différence de moins de 5% de déformation entre un matériau de $\sigma_0=143\text{MPa}$ et un matériau de $\sigma_0=203\text{MPa}$). Dans ce paragraphe, l'influence de $\sigma_{0\text{moyen}}$ a été examinée pour des essais de pliage sur des matériaux hétérogènes de $\sigma_{0\text{moyen}} \approx 140\text{MPa}$ (6xxx à l'état T4) ou $\sigma_{0\text{moyen}} \approx 200\text{MPa}$ (6xxx avec traitement thermique de revenu). Les répartitions comparées ont un matériau de référence (matériaux homogènes) avec une déformation maximale finale de von Mises assez similaire permettant de quantifier directement la localisation de la déformation par répartition spatiale identique. Les caractéristiques des séries de simulations sont résumées dans le **Tableau 25**. Une augmentation de la valeur moyenne augmente entre 7 et 11% la déformation atteinte au palier en fin d'essai de pliage (**Figure 63 et Tableau 27**). De ce fait, une augmentation de la limite d'élasticité moyenne a peu d'influence sur la localisation.

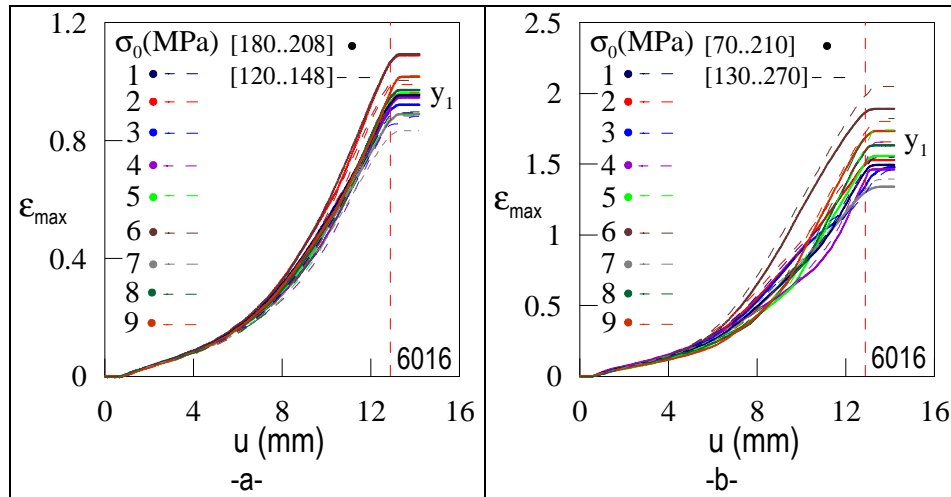


Figure 63. Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales différentes de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur, (a) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 dans un domaine de largeur $\Delta=28\text{MPa}$, (b) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 dans un domaine de largeur $\Delta=140\text{MPa}$.

Domaine de distribution de σ_0 $A_i=[\sigma_0^1..\sigma_0^2]$ (MPa)	$\Delta = \sigma_0^2 - \sigma_0^1$ (MPa)	$\overline{\varepsilon_{\max}}$	$\Delta \varepsilon = \overline{\varepsilon_{\max}^2} - \overline{\varepsilon_{\max}^1}$	Ecart-type de $\Delta \varepsilon$
$A_1=[120..148]$	28	0.91	0.07	0.018
$A_2=[180..208]$		0.98		
$B_1=[70..210]$	140	1.57	0.11	0.07
$B_2=[130..270]$		1.68		

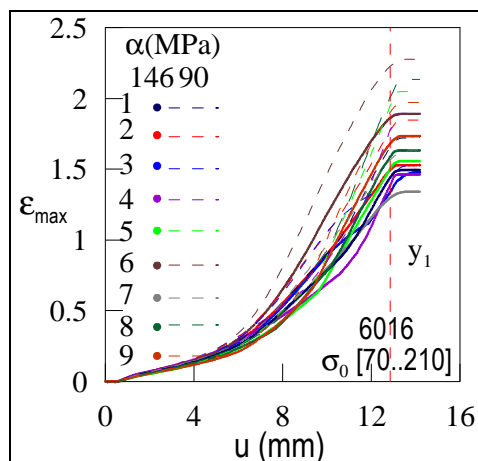
Tableau 27. Tableau récapitulatif de la déformation maximale moyenne en fin de simulation de l'essai de pliage avec un domaine de distribution de σ_0 A_i pour chaque série, de la moyenne et de l'écart type de la différence entre répartition spatiale identique de deux séries avec un Δ identique.

IV. 3. 4. Influence de l'écrouissage en grande déformation

L'influence de la valeur du coefficient d'écrouissage en grande déformation α durant la simulation d'un essai de pliage sur un matériau hétérogène a été examinée. Deux valeurs de α ($\alpha=90\text{MPa}$ ou $\alpha=146\text{MPa}$) représentant approximativement la différence entre les alliages 6005 bas et haut manganèse respectivement ont été analysées. Des simulations de l'essai de pliage ont été effectuées avec un matériau homogène de coefficient α égal à 90MPa ou 146MPa . Il a été observé que la différence d'évolution de la déformation maximale de von Mises était très faible (approximativement de 5%). De ce fait, pour les deux coefficients α étudiés, le matériau de référence est sensiblement le même : les simulations, à répartition spatiale identique, sont donc comparables. Les caractéristiques des séries de simulations sont résumées dans le **Tableau 28**. Une diminution du coefficient d'écrouissage augmente de plus de 32% la déformation globale atteinte pendant l'essai (**Figure 64**, **Tableau 29**). De ce fait, la localisation de la déformation et/ou l'endommagement de la tôle sera inversement proportionnel à α .

De plus, l'influence de la répartition spatiale de σ_0 est non négligeable. En effet, pour une répartition spatiale identique, plus la déformation atteinte sera importante et plus le coefficient α aura une influence. Des résultats complémentaires sont disponibles dans l'annexe M.3.

Série de simulations	A	B
Type de simulation	hétérogène	
Nombres de simulations/série (Nombres de répartitions spatiales/série)	9	
Répartitions spatiales identiques entre série	oui	
Type de distribution de σ_0	Aléatoire et équiprobable	
Domaine de distribution de σ_0 [σ_0^1 .. σ_0^2] (MPa)	[70..210]	
Paramètre étudié/série	$\alpha=90\text{MPa}$	$\alpha=146\text{MPa}$
Matériau utilisé pour les autres paramètres	6016 T4	6016 T4

Tableau 28. Caractéristiques de chaque série de simulations**Figure 64.** Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales différentes de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur pendant la simulation de l'essai de pliage avec un σ_0 distribué de manière aléatoire et équiprobable entre [70..210MPa] et un coefficient $\alpha=90$ ou 146MPa.

α (MPa)	$\Delta\sigma_0$ (MPa)	$\overline{\varepsilon_{\max}}$	$\Delta\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_{\max}^A - \bar{\varepsilon}_{\max}^B$	Ecart-type de $\Delta\bar{\varepsilon}$
A=90	[70..210]	1.89	0.32	0.14
B=146	[70..210]	1.57		

Tableau 29. Simulations de l'essai de pliage avec une distribution de σ_0 aléatoire et équiprobable comprise entre [70..210MPa] et un coefficient α variable; Tableau récapitulatif de la déformation maximale moyenne en fin de simulation de l'essai de pliage pour chaque série, de la moyenne et de l'écart type de la différence entre répartition spatiale identique de deux séries avec α différent.

IV. 3. 5. Influence de la répartition spatiale

L'influence d'un recuit de surface, modélisé par x couches de grains homogènes en peau externe, a été examinée. Le matériau est constitué d'une partie hétérogène avec une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 initiale comprise entre 110 et 180MPa et de x couches externes homogènes. Les couches homogènes ont une limite d'élasticité initiale de 143MPa. Une augmentation du nombre de couches homogènes permet de diminuer la localisation de la déformation par une diminution de la déformation maximale atteinte et une homogénéisation spatiale de la déformation (**Figure 65** et **Figure 66**). De plus, l'importance des deux premières couches de grains dans la résistance à la localisation de la déformation a été constatée. En effet, une diminution de plus de la moitié de la déformation (à peu près 26%) due à la localisation est observée avec deux couches homogènes en peau externe (**Tableau 30**). Les sous-couches n'ont qu'un effet minime par la suite (entre 1 à 5% de diminution par sous couche). Malgré le manque de simulations, l'hypothèse selon laquelle 6 à 7 couches homogènes permettent d'éliminer complètement la localisation de la déformation paraît valide. Des résultats complémentaires sont disponibles dans l'annexe M.4.

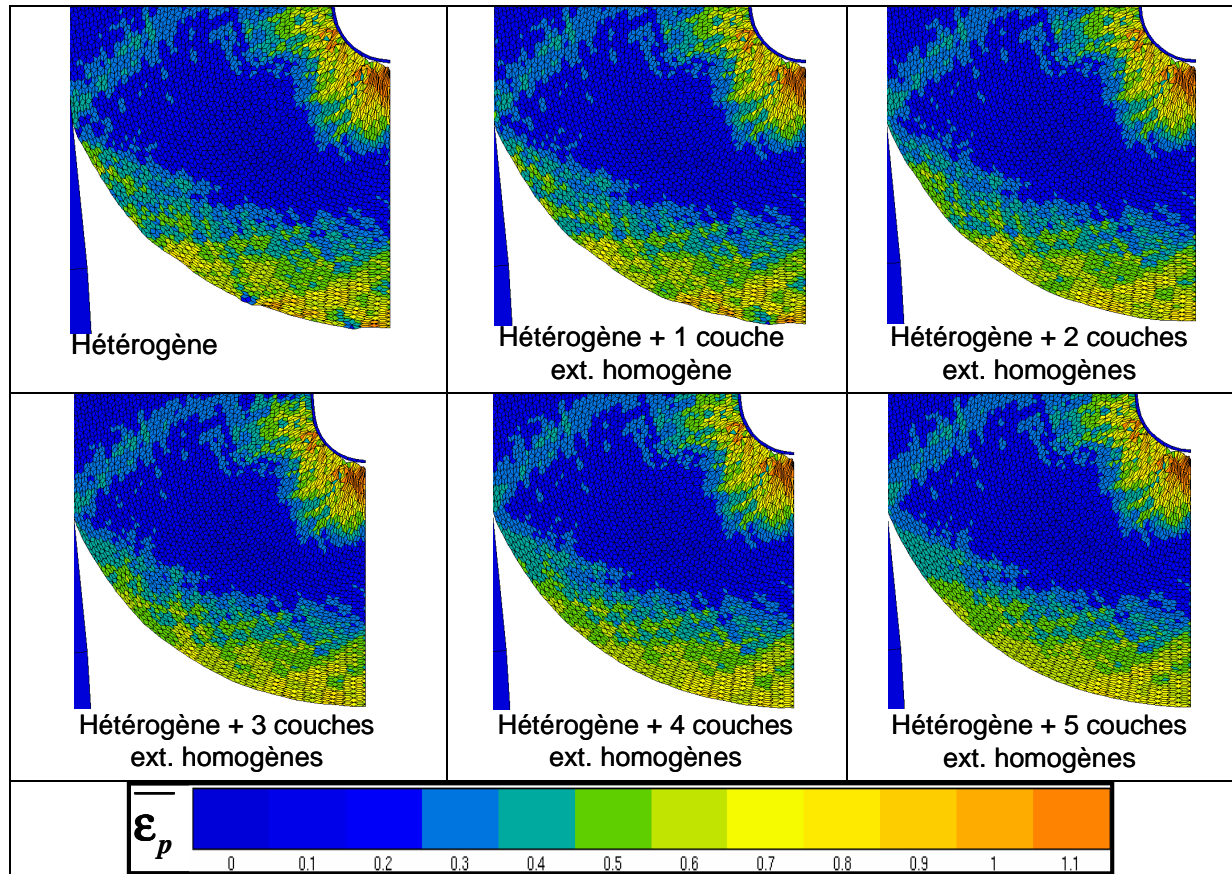


Figure 65. Cartographies de la déformation plastique de von Mises pour un déplacement de l'indenteur $u=14.2\text{mm}$ d'un matériau hétérogène avec x couches de grains homogènes en peau externe de limite d'élasticité initiale de 143MPa et une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre 110 et 180MPa pour le reste de la tôle.

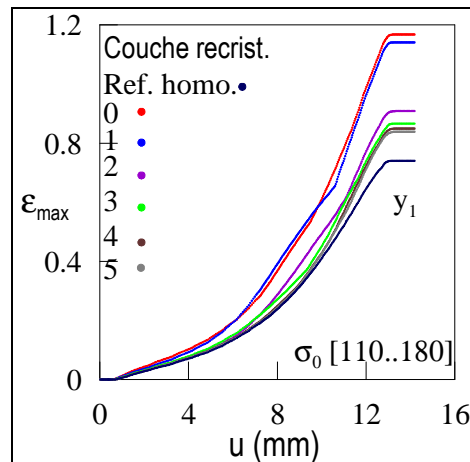


Figure 66. Evolution ε_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur pour un matériau hétérogène avec x couches de grains homogènes en peau externe de limite d'élasticité initiale de 143MPa et une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre 110 et 180MPa pour le reste de la tôle. Les numéros allant de 0 à 5 correspondent aux nombres de couches homogènes en peau externe.

	ϵ_{\max}	$\epsilon_{\max} - \epsilon_{\max_{\text{ref}}}$
Référence	0.74	
0 couche homogène	1.17	0.43
1 couche homogène	1.14	0.40
2 couches homogènes	0.91	0.17
3 couches homogènes	0.87	0.13
4 couches homogènes	0.85	0.11
5 couches homogènes	0.84	0.10

Tableau 30. Tableau récapitulatif de la déformation maximale en peau externe en fin d'essai de pliage et comparaison avec le matériau de référence.

IV. 3. 6. Influence des paramètres expérimentaux

a. Influence des lois de comportements macroscopiques des matériaux étudiés

La simulation de l'essai de pliage d'un matériau homogène a été effectuée avec la loi de comportement de chaque alliage étudié expérimentalement. Les quatre alliages se déforment de façon équivalente (plus de 70% de déformation) sur presque la totalité de l'essai (**Figure 67, Tableau 31**). Cependant, une très légère différence de déformation, inférieure à 5%, est observée entre les alliages bas et haut manganèse en fin d'essai signe d'une légère influence du coefficient d'écrouissage α . En supposant que les alliages 6016 bas et haut manganèse et 6005 bas et haut manganèse ont la même déformation à rupture respectivement et que la rupture se produit en fin d'essai, les alliages bas manganèse atteindront celle-ci pour un déplacement de l'indenteur plus petit que les alliages haut manganèse signe donc d'une pliabilité plus faible. Cependant, la déformation atteinte n'est pas suffisante pour expliquer la différence de pliabilité observée expérimentalement et les simulations ne montrent pas de localisation de la déformation. L'hétérogénéité du matériau (la répartition spatiale de σ_0) a donc un rôle à jouer dans la différence de pliabilité. Le détail des résultats est disponible dans l'annexe M.5.

Remarque : Vu la faible différence de déformation en fin d'essai, les simulations en homogène ont été considérées comme une simulation de référence unique pour quantifier la localisation de la déformation dans les paragraphes suivants.

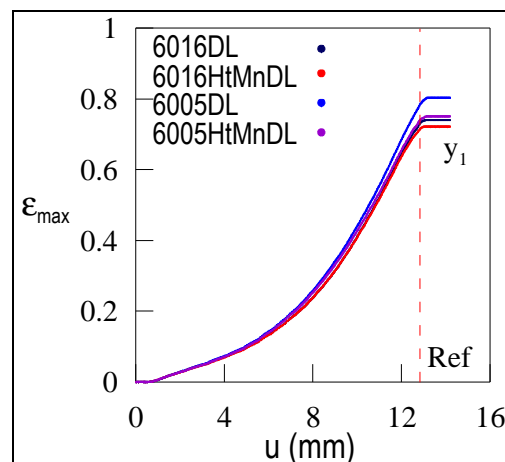


Figure 67. Evolution de ϵ_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant la simulation de l'essai de pliage d'un matériau homogène défini par la loi de comportement de chaque alliage d'aluminium étudié.

Alliage	ϵ_{\max}	$\epsilon_{\max}^{\text{bsMn}} - \epsilon_{\max}^{\text{htMn}}$
6016 T4	0.740	0.020
60016 Ht Mn T4	0.720	
6005 T4	0.803	0.053
6005 Ht Mn T4	0.750	

Tableau 31. Tableau récapitulatif de ϵ_{\max} atteinte pour chaque alliage en fin d'essai de pliage et comparaison entre les alliages bas et haut manganèse.

b. Simulation de l'essai de pliage avec un matériau réel à répartition spatiale de la limite d'élasticité initiale identique

Dans un premier temps, les simulations de l'essai de pliage d'un matériau réel ont été effectuées avec les mêmes neuf répartition spatiales aléatoires de σ_0 pour chaque série de simulations. Cette condition permet d'analyser la seule influence des lois de comportement combinées à l'hétérogénéité du matériau. Le détail des résultats est disponible dans l'annexe M.5.

A répartition spatiale identique, la déformation atteinte en limite d'essai ($u=14.2\text{mm}$) est plus importante pour les alliages à bas taux de manganèse. De ce fait, en considérant les alliages par série (6016 et 6005), la localisation de la déformation est inversement proportionnelle au taux de manganèse (**Figure 68 et Tableau 32**).

Nous rappelons que l'observation des courbes force/déplacement (**Figure 8**) des essais expérimentaux a permis de tirer les conclusions suivantes :

- Les tôles en alliage 6016 bas manganèse rompent avant la fin des essais de pliage. Une déformation à rupture peut donc être définie pour le déplacement final ($u_{\text{final}2} \approx 12.9\text{mm}$).
- Les tôles en alliage 6016 haut manganèse et 6005 bas manganèse ne rompent pas en fin d'essai de pliage. Cependant, la diminution de la pente des courbes force/déplacement en fin d'essai laisse à penser que les tôles étaient en rupture imminente. De ce fait, nous pouvons définir une déformation à rupture pour ces deux alliages pour $u_{\text{final}}=14.2\text{mm}$.
- Les tôles en alliage 6005 haut manganèse ne rompent pas et ne sont pas en rupture imminente.

Maintenant, si nous examinons les moyennes de déformations maximales de von Mises obtenues pour les déplacements finaux de chaque alliage durant les simulations de l'essai de pliage (**Figure 68 et Tableau 32**), les observations suivantes peuvent être données :

- La déformation à rupture atteinte par les alliages de type 6016 est approximativement identique. Cette conclusion permet de confirmer l'hypothèse initiale sur l'équivalence de la déformation à rupture pour un type d'alliage (6016).
- En considérant que la déformation à rupture des alliages de type 6005 est identifiée, on remarque que le 6005 haut manganèse est loin d'atteindre cette déformation en fin d'essai (34% de déformation nécessaire à la rupture). L'alliage 6005 haut manganèse est donc moins endommagé en fin d'essai de pliage.
- L'ajout de manganèse permet de diminuer l'intensité de la localisation de la déformation et donc de retarder la rupture de la peau externe du matériau (gain de pliability).

Pour expliquer cette différence de résistance à l'endommagement des alliages bas et haut manganèse, une comparaison des différents paramètres a été effectuée :

- La courbe de distribution (facteur de Taylor) est à peu près la même pour les quatre alliages
- La répartition spatiale de σ_0 a été prise identique (à numéro identique sur les graphiques)
- Les lois de comportement macroscopiques des alliages sont différentes. En effet, le coefficient d'écrouissage en grande déformation des alliages haut manganèse est plus important que celui des bas manganèse pour chaque type d'alliage (**Tableau 9**). Soit deux matériaux, 6xxx et 6xxxHtMn, contenant deux grains voisins, grain 1 et grain 2, de limite d'élasticité différente permettant de simuler l'hétérogénéité du matériau (**Figure 69**). Le coefficient α est identique pour les deux grains de chaque matériau et $\alpha_{6xxx} < \alpha_{6xxxhtMn}$. A contrainte égale, la différence de déformation $\Delta\varepsilon$, responsable de l'endommagement du matériau, est plus importante dans le cas de l'alliage bas manganèse. De ce fait, cette différence de coefficients d'écrouissage α permet aux alliages haut manganèse de se déformer de manière moins importante et donc d'améliorer leur résistance à la localisation de la déformation.

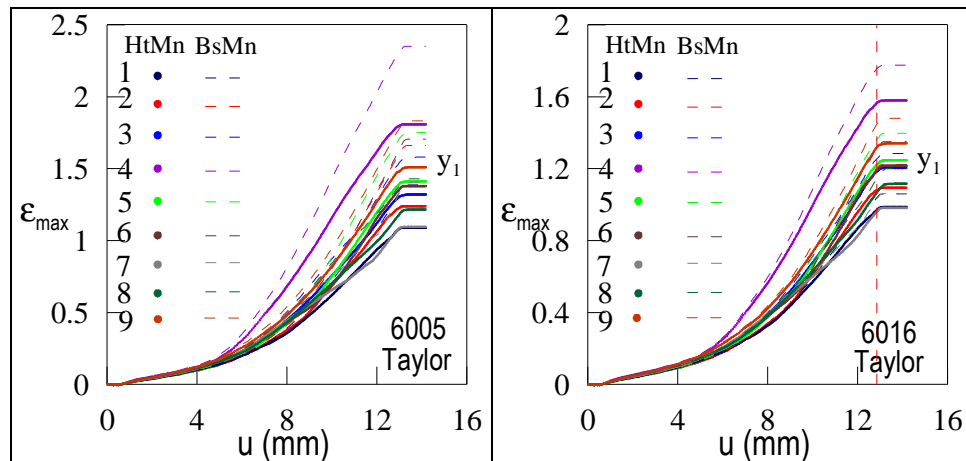


Figure 68. Evolution de ε_{max} pour 9 répartitions spatiales aléatoires de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage.

Alliage	ε_{max}			$\varepsilon_{max}^{bsMn} - \varepsilon_{max}^{htMn}$	Ecart-type		
	U_{final1}	U_{final2}	$U_{laminage}$		U_{final1}	U_{final2}	$U_{laminage}$
6016 T4	1.272	1.290	1.315	0.119	0.226	0.226	0.223
6016HtMn T4			1.196				0.186
6005 T4			1.678	0.337			0.299
6005HtMn T4			1.341				0.224

Tableau 32. Moyenne et écart-type de ε_{max} atteinte en peau externe en fin d'essai de pliage pour chaque alliage d'aluminium en se basant sur des répartitions spatiales identiques entre alliages.

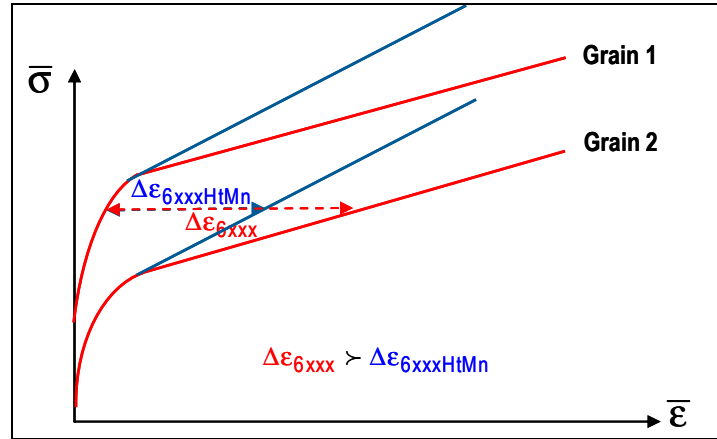


Figure 69. Schéma de l'évolution de la contrainte de von Mises en fonction de la déformation plastique de von Mises pour un alliage haut manganèse (courbes bleu) et un alliage bas manganèse (courbes rouge) caractérisés respectivement par un coefficient d'écrouissage en grande déformation $\alpha_{6xxxHtMn}$ et α_{6xxx} ($\alpha_{6xxx} < \alpha_{6xxxHtMn}$). Les matériaux sont définis par deux grains voisins avec une limite d'élasticité initiale différente mais un coefficient d'écrouissage en grande déformation identique.

c. Simulation de l'essai de pliage avec un matériau réel à répartition spatiale de la limite d'élasticité initiale aléatoire

La simulation de l'essai de pliage d'un matériau réel a été étudiée à répartitions spatiales de σ_0 aléatoire pour chaque alliage. Ce type de simulation est le plus représentatif des alliages réels. Les valeurs moyennes des déformations maximales sont proches mais permettent de retrouver les conclusions précédentes (**Figure 70 et Tableau 33**). La proximité des résultats peut être due à la non prise en considération d'un ou plusieurs autres paramètres importants à la simulation. Par exemple l'évolution du facteur de Taylor durant la déformation, la rotation des grains ou une différence d'écrouissage entre les grains due aux dispersoïdes de manganèse peuvent être des paramètres influents. Le détail des résultats est disponible dans l'annexe M.5.

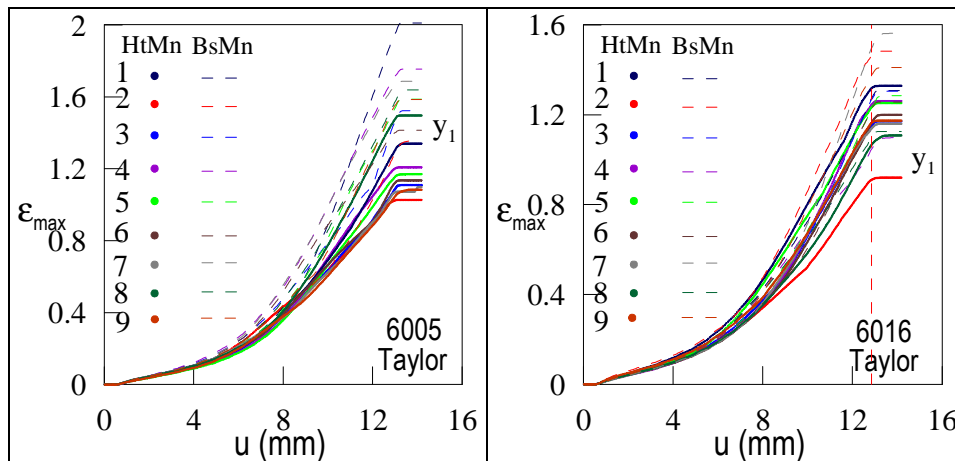


Figure 70. Evolution de ϵ_{max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant la simulation d'un essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage. Pour chaque graphique, les numéros correspondent à des répartitions spatiales de σ_0 différentes. De plus, les répartitions spatiales entre alliages sont également différentes.

Alliage	$\overline{\epsilon}_{\max}$			$\overline{\epsilon}_{\max}^{\text{bsMn}} - \overline{\epsilon}_{\max}^{\text{htMn}}$	Ecart-type		
	U_{final1}	U_{final2}	U_{laminage}		U_{final1}	U_{final2}	U_{laminage}
6016 T4	1.263	1.284	1.315	0.14	0.15	0.15	0.15
6016HtMn T4			1.174				0.11
6005 T4			1.618	0.43			0.19
6005HtMn T4			1.185				0.16

Tableau 33. Moyenne et écart-type de ϵ_{\max} atteinte en peau externe en fin d'essai de pliage pour chaque alliage d'aluminium en se basant sur des répartitions spatiales différentes entre alliages.

IV. 3. 7. Synthèse

Un modèle mécanique basé sur la microstructure du matériau a été utilisé pour simuler l'essai de pliage. Ce modèle, validé par une confrontation avec les essais expérimentaux, a permis de mettre en évidence que l'hétérogénéité du matériau est responsable du mécanisme de localisation de la déformation. Divers paramètres matériaux ont été identifiés comme influençant la localisation :

- La limite d'élasticité initiale moyenne du matériau
- La répartition statistique de la limite d'élasticité initiale
- La répartition spatiale de la limite d'élasticité
- Le coefficient d'écrouissage en grande déformation α

Le degré d'influence de ces paramètres a été examiné à l'aide de simulations utilisant ce modèle et la mesure de la déformation maximale de von Mises en fin de simulation. En effet, la déformation maximale de von Mises en peau externe est le paramètre adéquat pour quantifier la localisation. Les conclusions suivantes ont été tirées :

- Une hausse de la limite d'élasticité moyenne permet une légère augmentation du palier de déformation maximale finale et donc de la localisation en fin d'essai
- Une hausse du coefficient d'écrouissage en grande déformation α diminue de façon globale la déformation maximale atteinte et donc la localisation durant l'essai.
- Une courbe de distribution de la limite d'élasticité initiale très large favorise la localisation. C'est le paramètre essentiel pour l'endommagement par localisation : les effets de la loi de comportement du matériau sont négligeables sans hétérogénéités.
- Une répartition spatiale aléatoire de σ_0 permettant, par exemple le positionnement de grains de dureté importante autour d'un grain de faible dureté, a également une influence très importante.

Finalement, le modèle mécanique a été appliqué à un matériau réel dont la distribution de σ_0 est basée sur la courbe de distribution des facteurs de Taylor des différents alliages d'aluminium étudiés. Ces simulations ont permis de confirmer que le manganèse, par une hausse de l'écrouissage en grande déformation, est bénéfique quant à la résistance à la localisation de la déformation.

IV. 4. Analyse de la formation d'instabilités de surface et de la fissuration

Les mécanismes d'endommagement durant le pliage ont été observés. Les tôles s'endommagent par la formation de bandes de localisation de la déformation. Ces bandes permettent la formation de rugosités en peau externe. Des grains se strictionnent et fissurent dans les creux de ces rugosités. De ce fait, l'influence de rugosités sur la peau externe a été examinée dans ce paragraphe. La simulation de l'essai de pliage avec une tôle homogène entaillée a été effectuée pour modéliser une instabilité de surface initiale. Par la suite, une simulation de l'essai de pliage a été effectuée avec une tôle non entaillée mais avec une couche de grains hétérogènes en surface afin d'observer l'influence de la formation d'une instabilité de surface.

IV. 4. 1. Confrontation avec les résultats expérimentaux

En utilisant le même principe que dans le paragraphe IV. 3. 2, la moyenne des déformations de von Mises a été mesurée pour un matériau homogène avec plusieurs entailles, de 35 μm de profondeur et 5 μm de rayon initial, représentant l'ondulation de la surface externe (**Figure 71**). La longueur des couches a été sélectionnée telle que le rayon de courbure de la peau externe soit constant à 1mm près dans cette zone. Les mêmes remarques que dans le paragraphe IV. 3. 2 peuvent être faites. Une localisation de la déformation dans des bandes est remarquée. Les courbes de moyenne de déformation se divisent en trois zones (compression, ligne neutre et traction). La zone en traction est constituée de quatre zones (**Figure 72 et Figure 73**) :

- La zone A correspond à la zone où la moyenne des déformations suit la solution de type flexion pure.
- La zone B correspond à la zone qui commence dès l'apparition d'une perturbation de la déformation par rapport à la solution homogène et qui se termine par un pseudo-palier de déformation.
- La zone C correspond à une augmentation rapide de la déformation après le pseudo-palier.
- La zone D se définit par une chute de la moyenne des déformations en extrême peau.

L'évolution de la largeur des zones caractéristiques de l'endommagement a été évaluée (**Tableau 34**). On remarque que la profondeur de localisation totale (B+C+D) est proportionnelle au déplacement de l'indenteur jusqu'à 90% de l'essai où elle se stabilise de la même façon que les zones B et C. La zone D reste à peu près constante durant le pliage. L'évolution de la largeur des zones caractéristiques de l'endommagement est plus proche des valeurs des résultats expérimentaux que ceux du paragraphe IV. 3. 2. Nous supposons que ces meilleurs résultats sont dus à la profondeur des ondulations permettant une localisation plus importante dans ce modèle. Cependant, du fait de l'inexistence d'ondulation de surface sur les tôles à l'état non déformé, le modèle basé sur la microstructure du matériau reste le meilleur pour étudier l'endommagement du matériau.

La cartographie des déformations de von Mises durant le pliage a été examinée et comparée aux moyennes de déformations (**Figure 72 et Figure 73**). La perturbation de la moyenne par rapport à la solution en homogène est due à la localisation de la déformation qui peut se diviser en trois zones.

- La zone B correspond à la propagation des bandes de localisation de la déformation à travers l'épaisseur du matériau. Sa largeur, correspondant à la profondeur des bandes de localisation, est proportionnelle au déplacement de l'indenteur, signe de la propagation des bandes dans la tôle durant le pliage. Elle se stabilise à 90% du fait du laminage de la tôle comme vu dans le paragraphe IV. 3. 2.
- La largeur de la zone C augmente rapidement de largeur puis se stabilise. Elle correspond aux creux de rugosités et à l'extrême bord des bandes de localisation.

- La zone D est définie par une chute de la moyenne des déformations en extrême peau. Sa largeur reste à peu près constante. Elle correspond aux zones non déformées comprises entre la peau externe et les bandes de localisations qui se forment très rapidement du fait de la présence des entailles dès le début de la simulation.

Nous tenons à rappeler que les modèles utilisés ne sont pas censés simuler la fissuration des grains. De ce fait, l'évolution et les valeurs des déformations dans les zones C et D ne sont pas réalistes car la déformation de certains grains dépasse la limite de déformation à fissuration.

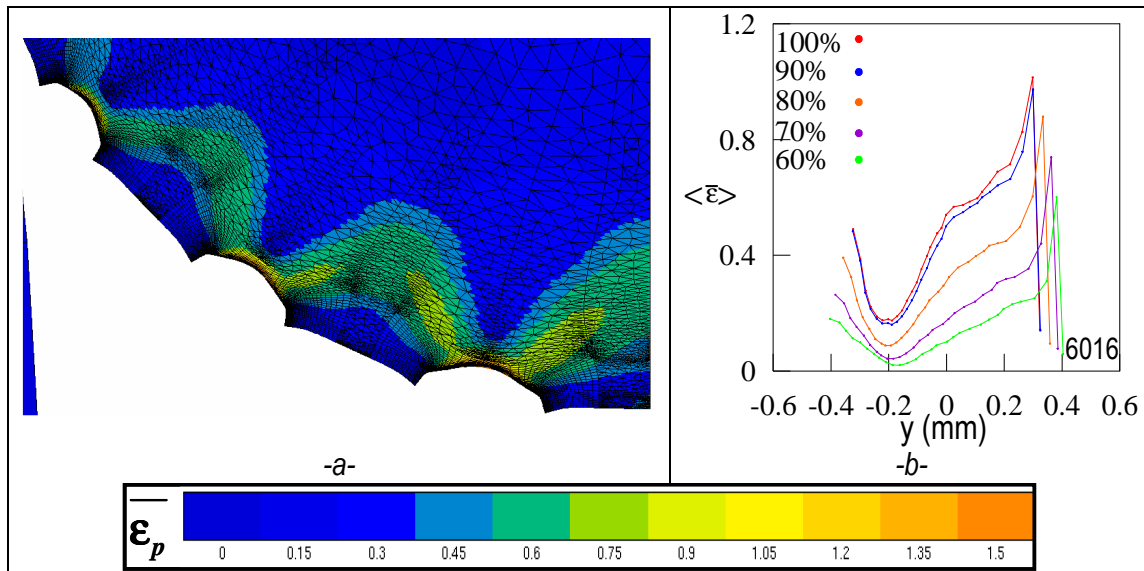


Figure 71. Simulation d'un essai de pliage avec une tôle multi-entaillée de 6016 à l'état T4. (a) Cartographie de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai, (b) Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle. La longueur des arcs est telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

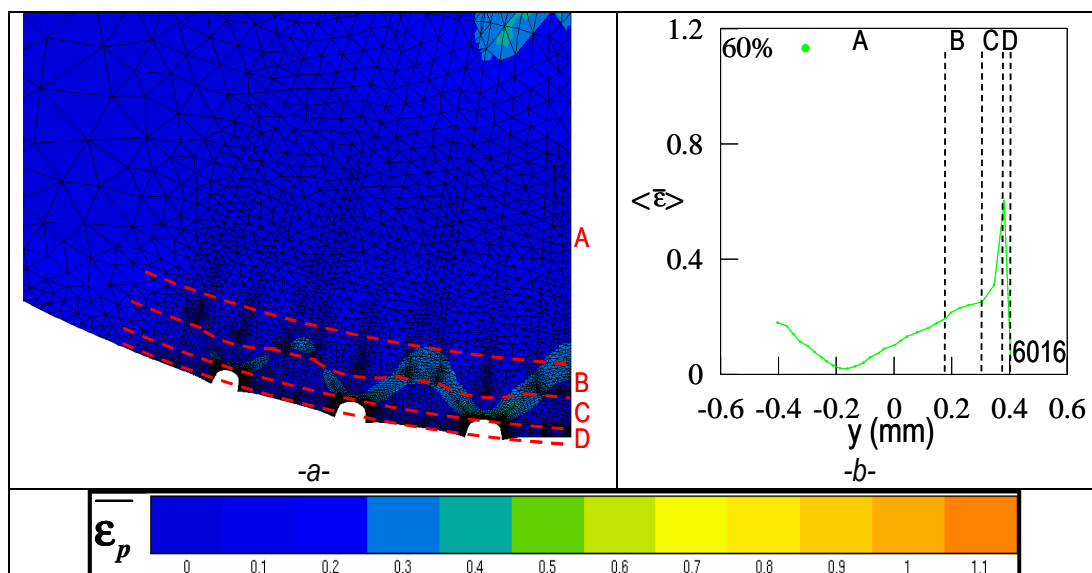


Figure 72. Représentation des largeurs caractéristiques de l'endommagement dans la section du 6016 homogène plié à 8.52 mm contenant des entailles d'une profondeur initiale de $35\mu\text{m}$, (a) Cartographie de la déformation de von Mises, (b) Moyenne des déformations de von Mises par arc de cercle en fonction de la position de l'arc de cercle dans la section de l'échantillon. La longueur des arcs est telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

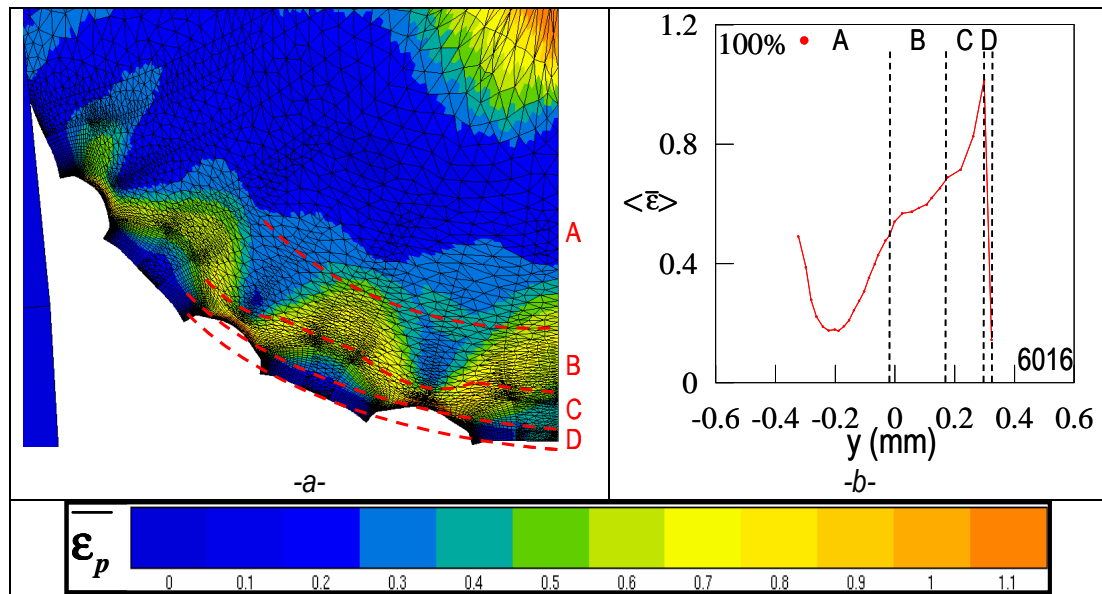


Figure 73. Représentation des largeurs caractéristiques de la localisation dans la section du 6016 homogène plié à 14.2 mm contenant des entailles d'une profondeur initiale de $35\mu\text{m}$, (a) Cartographie de la déformation de von Mises, (b) Moyenne des déformations de von Mises par arc de cercle en fonction de la position de l'arc de cercle dans la section de l'échantillon. La longueur des arcs est telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

U/U_r	$B (\mu\text{m})$	$C (\mu\text{m})$	$D (\mu\text{m})$	Profondeur de localisation (μm)
60%	126	77	22	225
70%	136	127	23	286
80%	166	128	24	318
90%	194	122	25	341
100%	193	122	25	340

Tableau 34. Evolution des largeurs caractéristiques de la localisation durant une simulation du pliage sur du 6016 homogène contenant des entailles d'une profondeur initiale de $35\mu\text{m}$.

IV. 4. 2. Influence d'une instabilité de surface initiale

Des simulations de l'essai de pliage avec un matériau homogène contenant une entaille de profondeur variable et de rayon de $5\mu\text{m}$ ont été effectuées. La déformation plastique de von Mises autour de l'entaille en fin d'essai de pliage ($u=14.2\text{mm}$) a alors été examinée (**Figure 74**). Une localisation de la déformation dans des bandes orientées approximativement à 45° de la direction de traction est observée. La différence de déformation entre les bandes et le reste de la tôle est de plus de 80% pour le matériau utilisé (6016 T4). De plus, l'influence de la profondeur initiale de l'entaille a été observée (**Figure 75**). La propagation des bandes de localisation dans l'épaisseur de la tôle est proportionnelle à la profondeur initiale de l'entaille. Toutefois, quelques considérations sont à prendre en compte dans l'interprétation des résultats. L'augmentation de la largeur de l'entaille et la formation de replis autour de celle-ci durant l'essai ont été constatées et ne sont pas du tout représentatif des résultats expérimentaux.

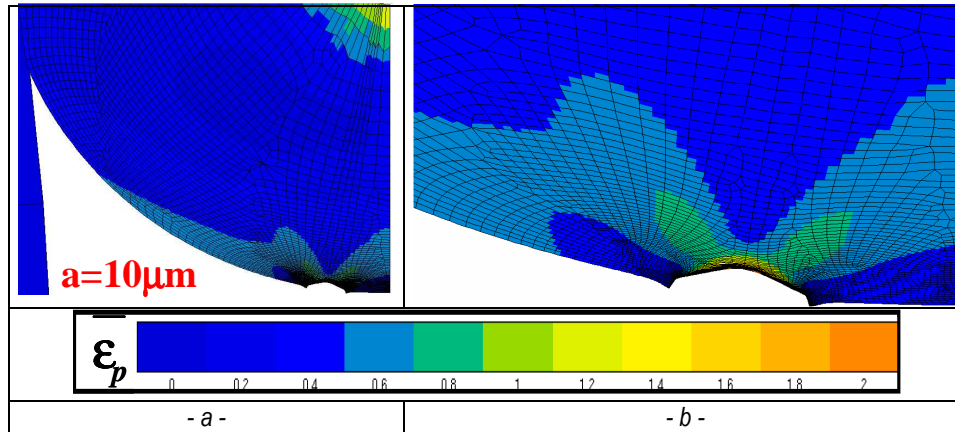


Figure 74. Cartographie de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai de pliage pour un défaut de profondeur $a=10\mu\text{m}$ et de rayon $r=5\mu\text{m}$.

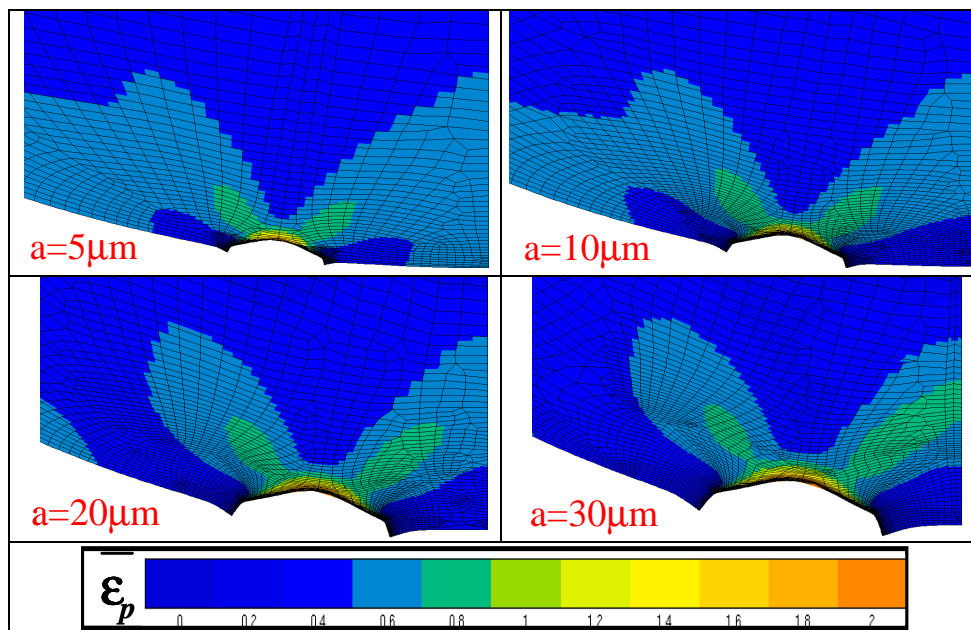


Figure 75. Cartographies de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai de pliage pour différentes profondeurs de défauts a et un rayon $r=5\mu\text{m}$.

IV. 4. 3. Influence de la formation d'une instabilité de surface

L'influence de la formation d'une ondulation de surface, modélisée par une couche de grains hétérogènes en peau externe, a été examinée. Le matériau est constitué d'une partie interne homogène non entaillée et d'une couche externe hétérogène. La partie homogène a une limite d'élasticité égale à 143MPa (6016), 100MPa (matériau mou) ou 190MPa (matériau dur). La couche externe hétérogène a une distribution équiprobable de σ_0 compris entre 110 et 180MPa. La formation d'une ondulation de surface entraîne la localisation de la déformation. En effet, des bandes de localisation de la déformation se propagent aux couches intérieures (2 ou 3 premières couches) (**Figure 76**) avec une déformation maximale en peau externe de plus de 43% supérieure au matériau référence (**Figure 77**). On remarque que la limite d'élasticité moyenne de la partie homogène joue un rôle non négligeable sur la déformation atteinte en peau externe et sur la localisation : un éloignement de la valeur moyenne de σ_0 entre la tôle homogène et la couche hétérogène augmente la déformation maximale atteinte en peau externe (déformation de plus de 49% supérieure) (**Tableau 35**). On note qu'une limite d'élasticité plus élevée dans la tôle homogène (matériau dur) permet d'accomoder la déformation de la peau externe par les

sous-couches de grains. En effet, de par l'agencement des couches, la déformation des grains de la peau externe est imposée par l'état de contrainte des sous couches externes de la tôle homogène. Toutefois, l'influence d'un plus grand nombre de couches hétérogènes et du type d'hétérogénéité utilisée pour créer ces ondulations devraient être examinées pour conclure quant à l'influence de l'ondulation de surface. Le détail des résultats est disponible dans l'ANNEXE N.

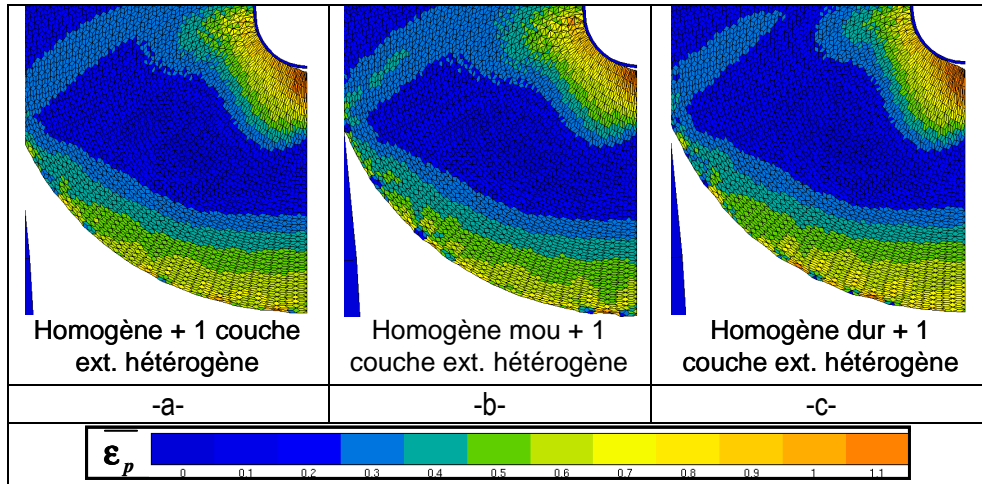


Figure 76. Cartographies de la déformation plastique de von Mises en fin d'essai de pliage pour un matériau constitué d'une partie interne homogène et d'une couche de grains hétérogènes en peau externe. La couche de grains hétérogènes a une distribution équiprobable de σ_0 compris entre [110...180MPa] ; (a) partie homogène avec un $\sigma_0=143$ MPa, (b) partie homogène avec un $\sigma_0=100$ MPa, (c) partie homogène avec un $\sigma_0=190$ MPa.

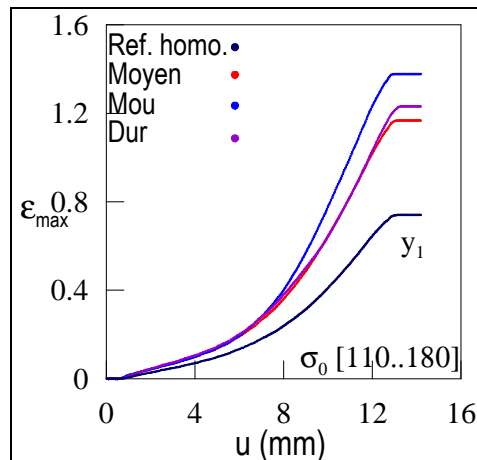


Figure 77. Evolution de ε_{max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage pour un matériau constitué d'une partie interne homogène et d'une couche de grains hétérogènes en peau externe. La couche de grains hétérogènes a une distribution équiprobable de σ_0 compris entre [110...180MPa]. La partie homogène a un σ_0 égal à 100 (Mou), 143 (Moyen) ou 190MPa (Dur).

	ε_{max}	$\varepsilon_{max} \cdot \varepsilon_{max_ref}$
Référence	0.74	
$\sigma_{0_tôle}=143$ MPa	1.17	0.43
$\sigma_{0_tôle}=100$ MPa	1.38	0.64
$\sigma_{0_tôle}=190$ MPa	1.23	0.49

Tableau 35. Tableau récapitulatif de la déformation maximale sur la peau externe en fin d'essai de pliage.

IV. 4. 4. Synthèse

L'influence d'instabilités de surface sur la localisation de la déformation durant l'essai de pliage a été analysée. Deux modèles de pliage ont été mis en place :

- Un modèle mécanique utilisant une géométrie définie par une tôle entaillée ou multi-entaillée. Ce modèle permet de simuler la présence d'une ondulation de surface initiale. Par une confrontation avec les résultats expérimentaux, il montre que des instabilités de surface peuvent être responsable de la localisation de la déformation. La localisation de la déformation est proportionnelle à la profondeur de ces instabilités de surface.
- Un modèle mécanique utilisant un matériau de comportement homogène avec une couche de comportement hétérogène en surface. Il permet de simuler la formation d'instabilités de surface durant l'essai de pliage. Ce modèle montre que la formation d'une ondulation de surface permet la formation de bandes de localisation. L'intensité et la profondeur de ces bandes dépendent du nombre de bandes hétérogène en surface et donc de la profondeur des instabilités de surface.

Par conséquent, la présence d'instabilités de surface peut être responsable de la localisation de la déformation durant l'essai de pliage des alliages d'aluminium de la série 6xxxx. Cependant, de par les observations expérimentales et surtout l'utilisation de tôles non rugueuses, la localisation de la déformation est le mécanisme primaire de l'endommagement. Ce mécanisme permet, par la suite, la formation d'instabilités de surface qui peuvent augmenter l'intensité de la localisation de la déformation.

IV. 5. Conclusion

Les mécanismes d'endommagement lors du pliage d'alliages d'aluminium de la série 6xxx ont été caractérisés expérimentalement. Le mécanisme d'endommagement principal est la localisation de la déformation. Pour étudier ce mécanisme d'endommagement, des simulations mécaniques de l'essai de pliage ont été effectuées. Le paramètre le plus représentatif de cet endommagement est la déformation. L'évolution de la déformation plastique de von Mises pendant l'essai de pliage des alliages a donc été analysée.

Le modèle mécanique a montré que l'hétérogénéité dans le matériau pouvait être le paramètre responsable de cet endommagement. Cette hypothèse a été validée en comparant les résultats obtenus expérimentalement et par simulation. L'influence de la répartition spatiale, de la courbe de distribution des facteurs de Taylor initiaux et des lois de comportement macroscopiques des alliages d'aluminium a été analysée. L'intensité de la localisation de la déformation, mesurée ici par une hausse de la déformation plastique maximale atteinte, est contrôlée par divers facteurs dont l'importance est par ordre croissant :

- **La valeur moyenne de σ_0 de l'alliage.** Une hausse de σ_0 moyen permettra une légère augmentation du palier et donc de la localisation en fin d'essai.
- **La valeur du coefficient d'écrouissage en grande déformation α .** Une hausse de ce coefficient diminue de façon globale la déformation maximale atteinte et donc la localisation durant l'essai.
- **La courbe de distribution de σ_0 lors d'une répartition aléatoire de σ_0 .** En effet, une courbe de distribution très large favorisera la localisation. C'est le paramètre essentiel pour l'endommagement par localisation : les effets de la loi de comportement du matériau sont négligeables sans hétérogénéité.
- **Une répartition spatiale aléatoire de σ_0** permettant, par exemple le positionnement de grains de dureté importante autour d'un grain de faible dureté.

La présence initiale et la formation d'une instabilité de surface ont été examinées. La présence d'une ondulation de surface, permet d'augmenter l'intensité de la localisation de la déformation dans des bandes orientées à environ 45°. L'intensité et la profondeur de ces bandes sont proportionnelles à la profondeur des ondulations. La formation d'une instabilité de surface durant le pliage demande à être encore analysée. Cependant, la localisation de la déformation semble être proportionnelle à la profondeur des ondulations.

Toutefois, afin d'améliorer la modélisation, des paramètres importants comme l'évolution du facteur de Taylor, la rotation des grains, l'écrouissage des grains ou la fissuration du matériau restent à prendre en compte. En effet, la comparaison de différentes textures est impossible avec cette méthode sans connaître les lois de comportement associées aux différentes textures disponibles. Une des pistes disponibles est l'utilisation d'un modèle d'éléments finis combiné à des lois de plasticité cristalline.

CHAPITRE V.

Etude par plasticité cristalline des mécanismes d'endommagement en traction plane

Le chapitre IV a permis de mettre en évidence le rôle de premier ordre de la texture cristalline dans l'endommagement des alliages d'aluminium par localisation de la déformation durant le pliage. Une caractérisation de ce phénomène a été mise en place par la mesure de la déformation plastique maximale en peau externe. Cependant, ce chapitre a également montré que le modèle mécanique utilisé, malgré sa rapidité d'exécution et sa facilité d'utilisation, avait ses limites dans la description fidèle du phénomène. En effet, le modèle ne peut pas simuler la rotation cristalline des grains durant l'essai de pliage. Afin de tenir compte de l'évolution de ce paramètre, le moyen généralement utilisé est un modèle combinant les éléments finis à de la plasticité cristalline ([Tvergaard 1993], [Kuroda 2007], [Becker 1992], [Dao 2001]). Dans ce chapitre, nous proposons d'étudier l'effet d'une texture aléatoire d'une tôle soumise à de la traction plane, sollicitation très proche de l'essai de pliage à cœur de la tôle, par un modèle combinant les éléments finis et la plasticité cristalline développé sur ZéBuLoN. Par la suite, nous comparerons les résultats obtenus avec un modèle standard de Taylor.

V. 1. Mise en œuvre de la simulation

V. 1. 1. Géométrie et maillage

La géométrie et le maillage de l'essai ont été effectués avec le logiciel Neper [Quey, 2009] puis importés sur Zébulon. La tôle, d'épaisseur 0.02mm, de longueur 1mm et de largeur 0.5mm, a été construite avec un amas de 500 grains équiaxes légèrement allongés dans la direction de laminage X et de diamètre d'environ 50 microns représentant au mieux la morphologie réelle des grains (**Figure 78**).

Les conditions limites suivantes ont été appliquées :

- Blocage du déplacement horizontal de la tôle en S_0
- Déplacement horizontal de la tôle en S_1 avec une vitesse de 0.1mm/s jusqu'à 2mm
- Blocage du déplacement vertical de la tôle au point A
- Blocage du déplacement dans la direction Y de l'ensemble de la tôle permettant de simuler une déformation plane de la tôle.

Chaque grain a été maillé avec des éléments quadratiques c3d10 à 10 nœuds et cinq points de Gauss. Au total, le maillage comporte 47850 éléments (**Figure 79**).

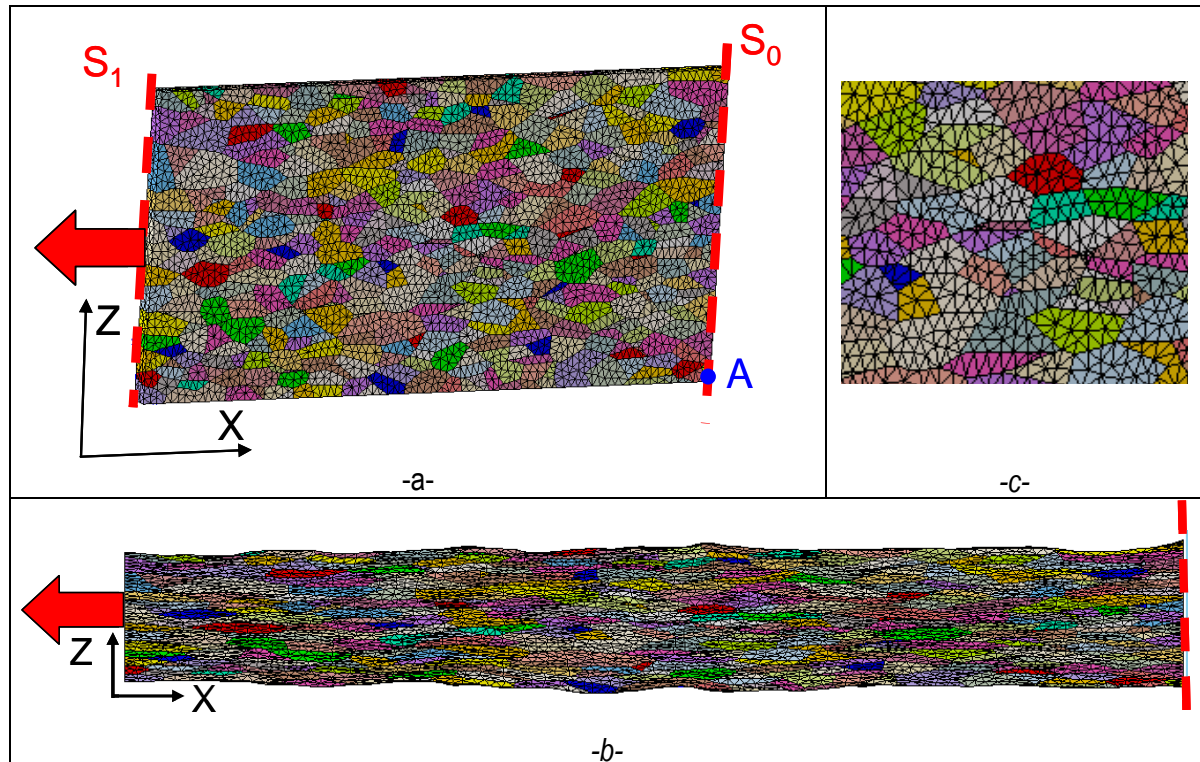


Figure 78. Schéma de l'essai de traction plane. (a) échantillon non déformé, (b) échantillon déformé pour un déplacement de 1mm, (c) Schéma de la tôle formée de grains équiaxes.

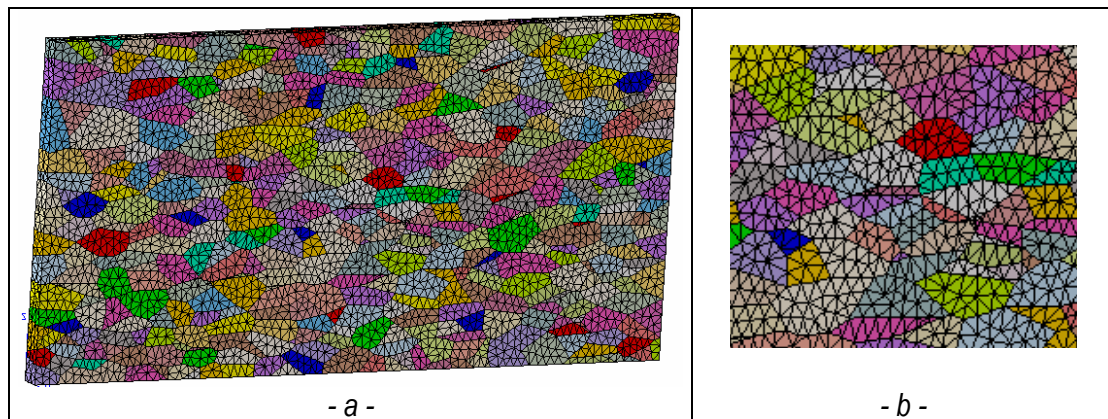


Figure 79. Maillage de l'essai de traction. (a) Ensemble de la tôle maillée, (b) constitution du maillage.

V. 1. 2. Comportement analysés

a. Considérations générales

Une résolution en lagrangien réactualisé a été adoptée due aux grands déplacements, grandes rotations et grandes déformations de la tôle. Une description de l'implémentation est effectuée en annexe O.3.

b. Lois de comportement à l'échelle de la microstructure

Pour se rapprocher du comportement réel des matériaux, une loi de comportement de plasticité cristalline de type viscoplastique (8), (9), où l'on voit apparaître un paramètre $r^{(\alpha)}$ correspondant à l'écrouissage isotrope (10), a été utilisée avec une distribution aléatoire de l'orientation cristalline de chaque grain (angles d'Euler) :

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)} - r^{(\alpha)}}{K} \right|^n \text{ et } \tau^{(\alpha)} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \quad (8),$$

$$\text{avec } \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} + \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \right) \quad (9)$$

où $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ et $\tau^{(\alpha)}$ sont respectivement la vitesse de glissement et le cisaillement résolu du système α

$\underline{\underline{s}}^{(\alpha)}$ et $\underline{\underline{m}}^{(\alpha)}$ sont respectivement la direction de glissement et la normale au plan du système α

$\underline{\underline{\sigma}}_d$ est le tenseur déviatorique des contraintes

Le terme $r^{(\alpha)}$, correspondant à l'écrouissage du système de glissement α , est donné par la relation suivante :

$$r^{(\alpha)} = r_0 + Q \sum_{\beta=1}^N h^{\alpha\beta} \left(1 - e^{-b\gamma^\beta} \right) + H\gamma^{(\alpha)} \quad (10)$$

où r_0 et $H\gamma$ sont respectivement le seuil d'écoulement plastique et un terme linéaire correspondant à la grande déformation de chaque système. La matrice $\underline{\underline{h}}$ décrit l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent dû aux autres systèmes actifs. Nous avons supposé une interaction équivalente entre les systèmes avec une matrice $\underline{\underline{h}}$ unitaire. Les coefficients K et n sont pris respectivement à 1 et 25 correspondant à une faible dépendance du comportement à la vitesse de déformation. Les autres coefficients sont caractérisés tels que leur valeur permet de se rapprocher approximativement des lois macroscopiques de Voce étendues de nos alliages d'aluminium (**Tableau 36**). Ainsi, nous avons supposé que, du fait d'une moyenne approximative du coefficient de Taylor de 2.1, la valeur du cisaillement résolu suivait la relation suivante (**11**). Cependant, du fait de l'interaction entre les plans (i. e $h^{\alpha\beta}=1$), il est assez difficile de retrouver une relation exacte entre la loi macroscopique et la loi de plasticité cristalline.

$$\tau \approx \sigma / 2 \quad (11)$$

Nous faisons aussi remarquer que les angles d'Euler sont réactualisés à chaque incrément de temps grâce à la composante de rotation du tenseur gradient de transformation élastique $\underline{\underline{\Xi}}$. La loi de comportement ainsi que la théorie sont décrites dans l'annexe O.3

La texture aléatoire des alliages étudiés a été remarquée comme la principale responsable de la localisation de la déformation menant à la formation de rugosités et striction de grains en peau externe. Pour éviter la localisation de la déformation et la formation de rugosités en peau externe, les premières couches de grains doivent être homogènes comme il a été démontré dans le chapitre IV. De ce fait dans ce chapitre, nous nous intéressons plus particulièrement aux premières couches de grains. Les résultats détaillés seront analysés seulement sur la couche externe dénommée « hori1 » (**Figure 80**). De plus, l'abscisse x est normée (x_{norm}) par rapport à la longueur maximale de la couche de grains par incrément de déformation.

K (MPa)	n	r_0 (MPa)	Q (MPa)	b	H (MPa)	$h^{\alpha\beta}$
1	25	71	67	16	146.4	1

Tableau 36. Paramètres utilisés dans la loi viscoplastique de plasticité cristalline.

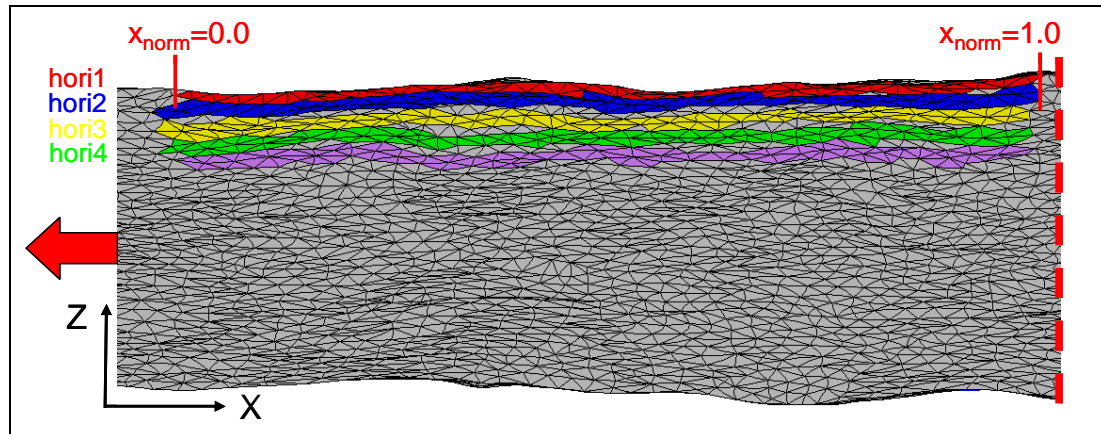


Figure 80. Schéma de la tôle déformée par traction, les couches de grains étudiées et leur nomination sont surlignées en couleur.

V. 2. Résultats

V. 2. 1. Localisation de la déformation et instabilités de surface

Une simulation de l'essai de traction plane, combinant un modèle de plasticité cristalline et les éléments finis, a été effectuée pour un matériau constitué d'une texture aléatoire jusqu'à une déformation macroscopique de 2. L'apparition de bandes de localisation de la déformation suivie de la formation d'une ondulation de surface en peau externe a été observée (**Figure 81**). L'analyse de l'évolution de la déformation plastique de von Mises a permis de mettre en évidence que les creux et les « bosses » de l'ondulation de surface correspondaient respectivement aux pics et aux minimums de déformation en peau externe (**Figure 82**). On remarque que l'analyse des composantes z du gradient de transformation plastique (P_{33} , P_{13} , P_{23}) (12) mène aux mêmes conclusions (**Figure 83**).

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{E}} \underline{\underline{P}} \quad (12)$$

où $\underline{\underline{F}}$, $\underline{\underline{E}}$ et $\underline{\underline{P}}$ sont respectivement les gradients de la transformation totale, élastique et plastique.

V. 2. 2. Hétérogénéité de la déformation et striction des grains

Le gradient de transformation plastique permet donc d'observer deux phénomènes :

- les grains se déforment de manière hétérogène.
- les grains subissent un cisaillement plus important aux joints de grains qu'à cœur.

Pour comprendre le mécanisme de déformation des grains, l'évolution du taux de glissement, par point de Gauss, sur chaque système de glissement a été examinée (**Tableau 37 et Figure 85**). Les grains peuvent se déformer par l'activation d'un ou plusieurs systèmes. De plus, dans chaque grain, un système qui s'active initialement va souvent rester actif pendant tout l'essai de traction. Cependant, des systèmes peuvent devenir actifs pendant l'essai. Le taux de glissement sur le système actif maximal par point de Gauss a été analysé (**Figure 84a**). On remarque que ce taux de glissement est approximativement proportionnel à la déformation plastique de von Mises. De légers écarts à cette relation peuvent être observés du fait de l'activation de plusieurs systèmes qui se combinent ou empêchent le glissement du système principal. On note que le système actif principal reste le même pendant l'ensemble de l'essai de traction excepté sur les joints des grains qui se déforment peu (**Figure 84b**). L'évolution de la direction de glissement du système principal par rapport au repère outil (angle β) a été observée (**Figure 86 et Figure 87**). Les plans qui ont le taux de glissement le plus élevé sont ceux dont la direction de glissement est autour de $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de traction. Cependant les

systèmes de glissement actifs n'ont pas forcément tendance à se rapprocher de ces directions. De plus, on remarque que les grains de la peau externe qui se déforment le moins sont ceux dont les voisins, en peau externe et surtout en sous-couche, ont un système actif maximal avec une direction de glissement opposée (**Figure 88 et Figure 89**).

Par ailleurs en examinant les directions de glissement des systèmes maximaux, la simulation a permis de mettre également en évidence le phénomène de striction des grains de la peau externe. Cependant, deux mécanismes différents semblent opérer (**Figure 89**) :

- striction avec des directions de glissement différentes à l'intérieur du grain (grain A4).
- striction avec des directions de glissement identiques à l'intérieur du grain (grain A1).

V. 2. 3. Discussion

Plusieurs sources d'erreurs peuvent être présentes dans cette simulation. La loi de comportement de type plasticité cristalline utilisée dans cette simulation est basée sur une approximation des lois de comportement macroscopiques déterminées en compression plane. Cependant, une caractérisation de monocristaux serait nécessaire pour obtenir une loi de comportement plus en adéquation. De plus, la simulation est effectuée avec une géométrie pseudo-3D qui nous oblige à rajouter des conditions limites pour simuler une traction plane. Or, ces conditions limites de non déplacement dans la direction y sont très rigidifiantes et faussent les valeurs des composantes hydrostatiques du tenseur de contraintes. Enfin, nous basons nos observations sur des résultats pris non par couche de grains mais par sélection horizontale de points de Gauss. Sachant que la géométrie des grains et leur répartition sont aléatoires, cette méthode d'observation peut parfois superposer les résultats de plusieurs grains pour une même abscisse x . Cependant, cette confusion est très faible sur les résultats de la peau externe.

La simulation de l'essai de traction plane, combinant un modèle de plasticité cristalline et les éléments finis a permis de simuler la formation de bandes de localisation de la déformation puis celle d'une ondulation de surface. Ces résultats confirment les conclusions du chapitre IV quant à l'effet de la texture sur la localisation dans les alliages d'aluminium de la série 6xxx. De même, cette simulation valide l'utilisation des composantes de déformation et surtout de la déformation plastique de von Mises pour quantifier la localisation. L'étude du taux de glissement par système de glissement dans le grain a permis de montrer que les grains se déformaient par la combinaison de plusieurs systèmes actifs. Cependant, l'étude du système actif principal montre que le taux de déformation du grain est approximativement proportionnel au glissement du système principal. On remarque que les plans qui glissent le plus sont ceux dont la direction de glissement est autour de la direction maximale de cisaillement ($\pm 45^\circ$). Cependant, cette étude met en évidence l'influence importante de l'interaction intergranulaire sur la localisation de la déformation et la striction des grains de la peau externe. En effet, les plans n'ont pas forcément tendance à se rapprocher de la direction de cisaillement maximal. Nous supposons que cet effet est dû à l'interaction entre les grains voisins empêchant les systèmes de s'orienter vers les directions de glissement privilégiées. De plus, le changement de système actif principal des zones de joint de grains peu déformés nous a montré que leur glissement est fortement influencé par le glissement des grains voisins (**Figure 89**). De ce fait, les grains ou les zones de grains qui se déforment le moins sont ceux dont les voisins ont leur système principal avec une direction de glissement opposée. Ainsi, la striction des grains de la peau externe peut être provoquée par trois mécanismes (**Figure 90**) :

- Interaction avec les voisins de la peau externe (**Figure 90b**) ; ce mécanisme entre en jeu lorsque le grain strictionné se déforme peu. Les systèmes actifs dans ses joints sont influencés par les grains voisins. La direction de glissement du système actif principal aux joints du grain strictionné va tourner vers la direction de glissement des voisins et permettre une déformation hétérogène du grain.

- Interaction avec les voisins en sous-couche (**Figure 90c**) ; ce mécanisme entre en jeu lorsque certains voisins en sous-couche ont un système actif avec une direction de glissement opposée au grain strictionné localement. Le grain va alors se déformer de manière hétérogène.
- Ecrouissage différentiel dans le grain (**Figure 90d**) ; ce troisième mécanisme n'est pas visible sur nos simulations car la loi de comportement des grains ne le permet pas ($h_{\alpha\beta}=1$ pour tous les systèmes).

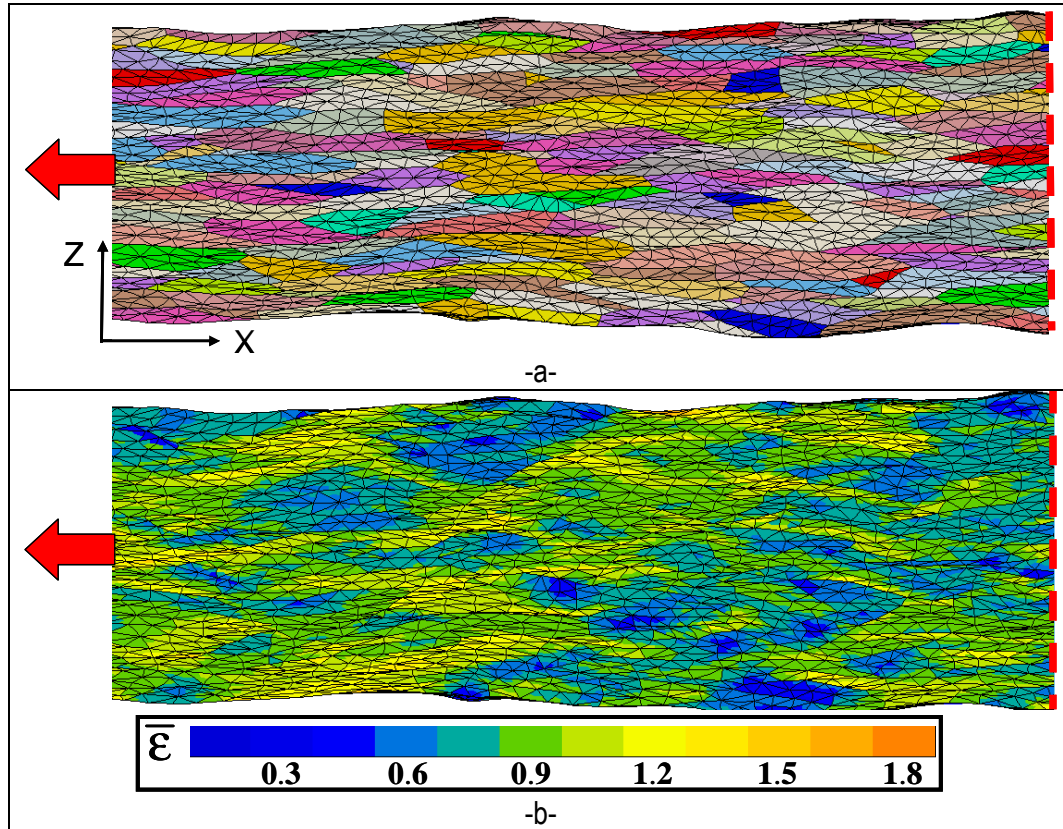


Figure 81. Simulation de l'essai de traction pour une déformation macroscopique de 1, (a) Représentation des grains déformés, (b) Cartographie de la déformation plastique de von Mises.

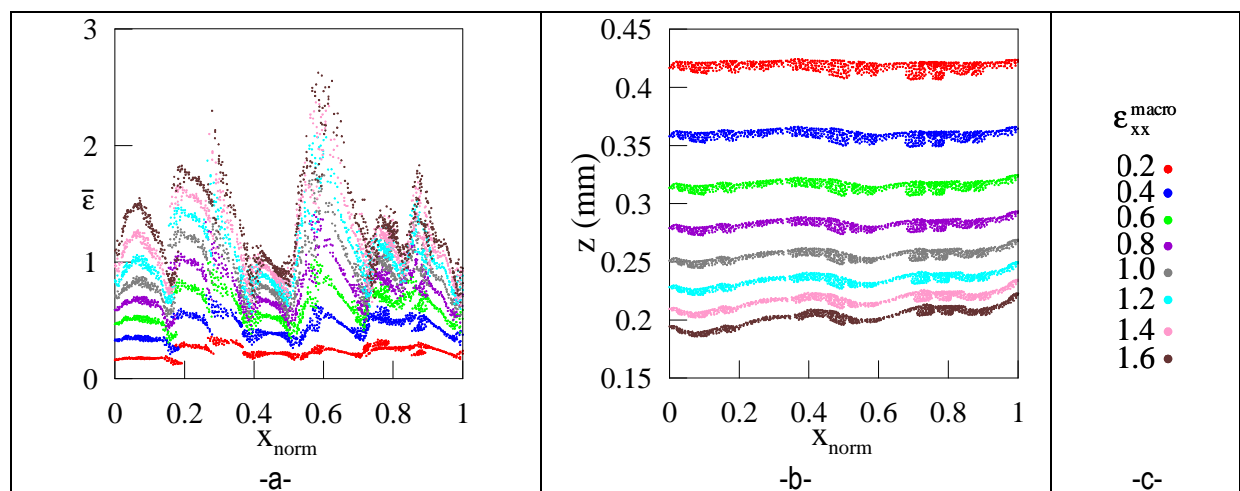


Figure 82. (a) Evolution de la déformation plastique de von Mises en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction, (b) Evolution de la position z en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction, (c) légende utilisée pour l'évolution de l'essai de traction.

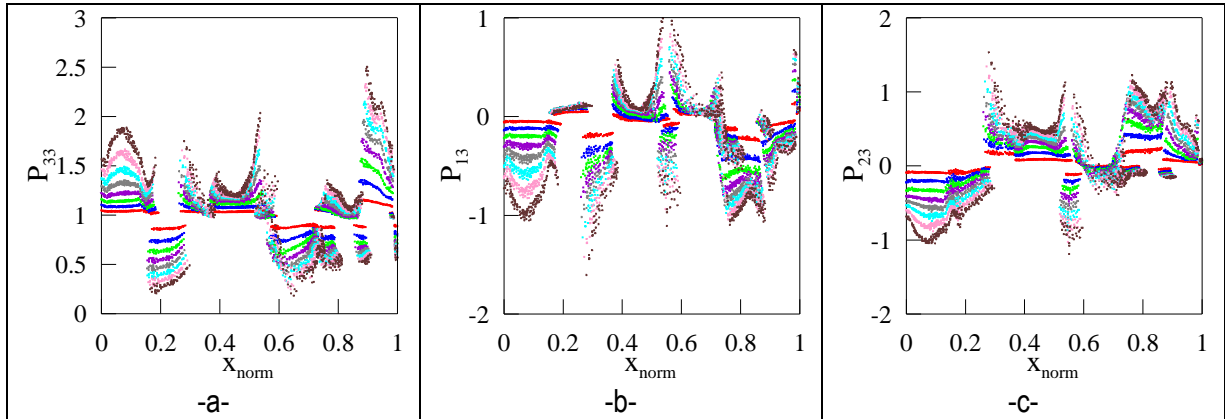


Figure 83. Evolution des composantes de l'axe z du gradient de transformation plastique en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction, (a) P_{33} , (b) P_{13} , (c) P_{23} . La légende des couleurs est la même que la Figure 82c.

Système	Plan de glissement (i, j, k)	Direction de glissement [u, v, w]
1	(1,1,1)	[0,-1,1]
2	(1,1,1)	[-1,0,1]
3	(1,1,1)	[-1,1,0]
4	(1,-1,1)	[-1,0,1]
5	(1,-1,1)	[0,1,1]
6	(1,-1,1)	[1,1,0]
7	(-1,1,1)	[0,-1,1]
8	(-1,1,1)	[1,1,0]
9	(-1,1,1)	[1,0,1]
10	(1,1,-1)	[-1,1,0]
11	(1,1,-1)	[1,0,1]
12	(1,1,-1)	[0,1,1]

Tableau 37. Identification des systèmes de glissement par leur plan et leur direction de glissement.

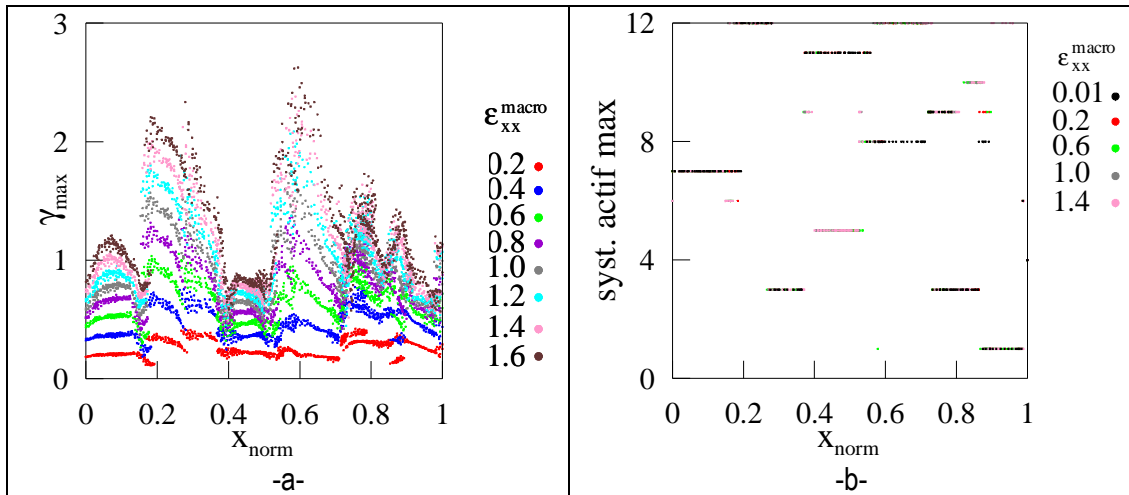


Figure 84. (a) Evolution du glissement sur le système actif maximal en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction, (b) Evolution du système de glissement actif maximal en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction.

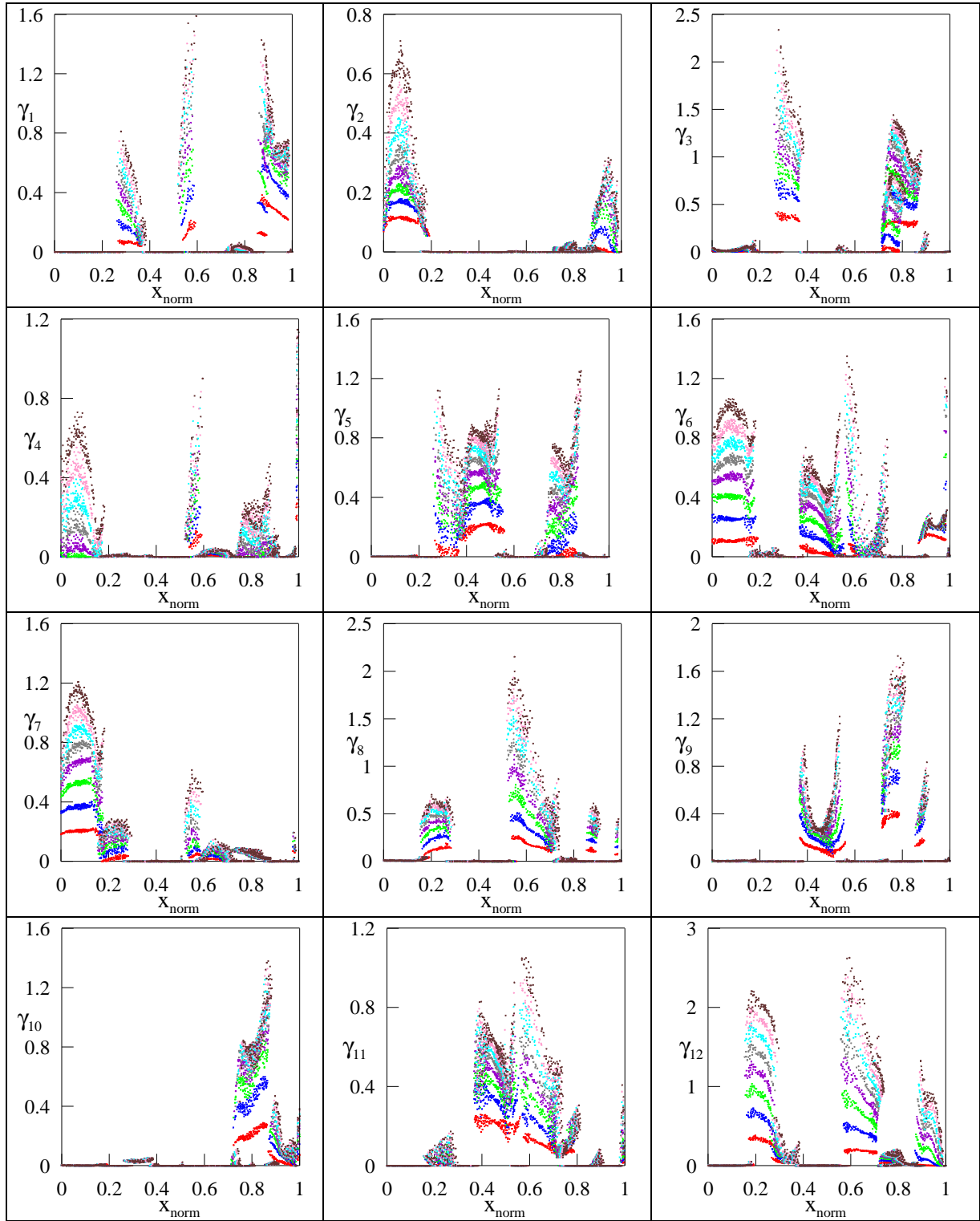


Figure 85. Evolution du glissement par système en fonction de la position x normée des grains sur la peau externe durant l'essai de traction. La légende des couleurs est la même que la **Figure 82c**.

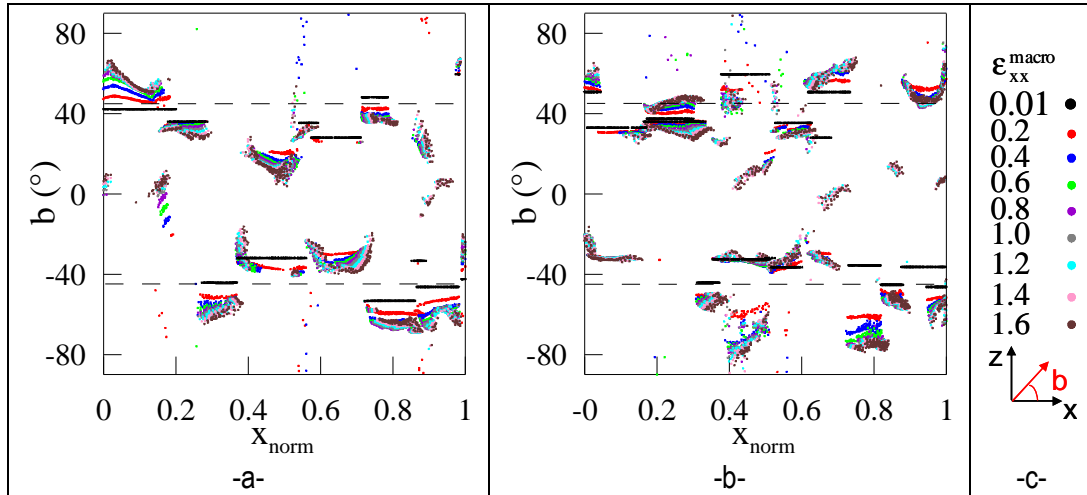


Figure 86. Evolution de la direction de glissement/ x du système actif maximal dans le repère outil (angle b) en fonction de la position x normée des grains durant l'essai de traction, (a) Première couche de grains, (b) Deuxième couche de grains.

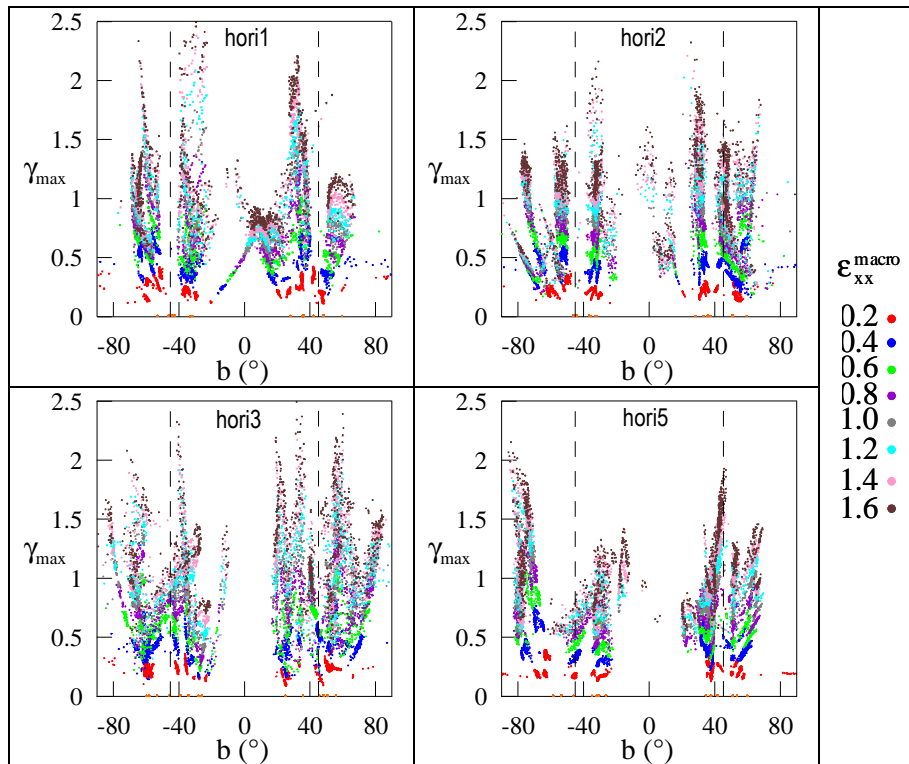


Figure 87. Evolution du glissement en fonction de la direction de glissement/ x du système actif maximal dans le repère outil (angle b) durant l'essai de traction.

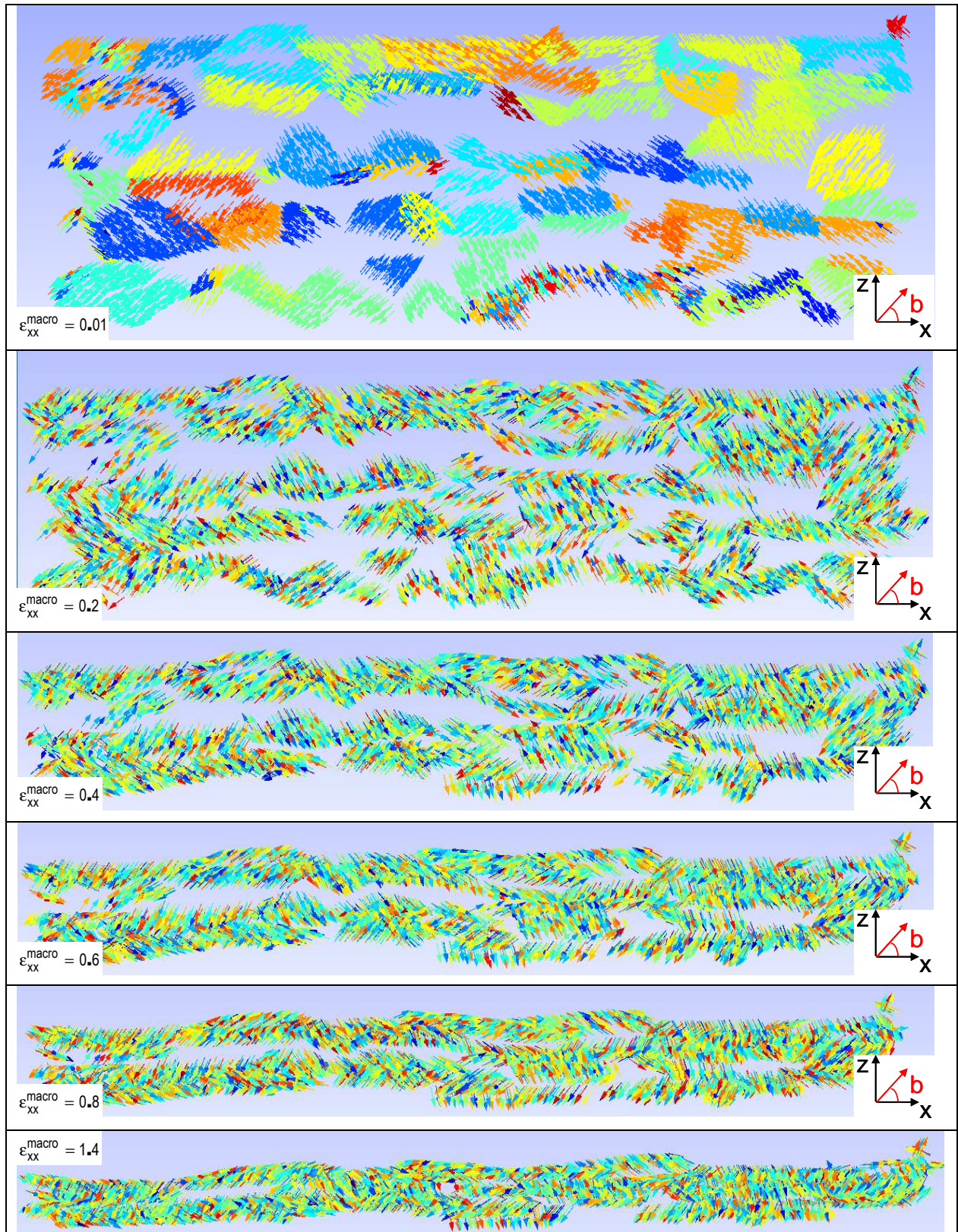


Figure 88. Cartographie de la direction de glissement du système actif maximal, par point de Gauss, durant l'essai de traction sur les cinq premières couches de grains. Les couleurs sur les cartographies ne correspondent pas à une échelle particulière.

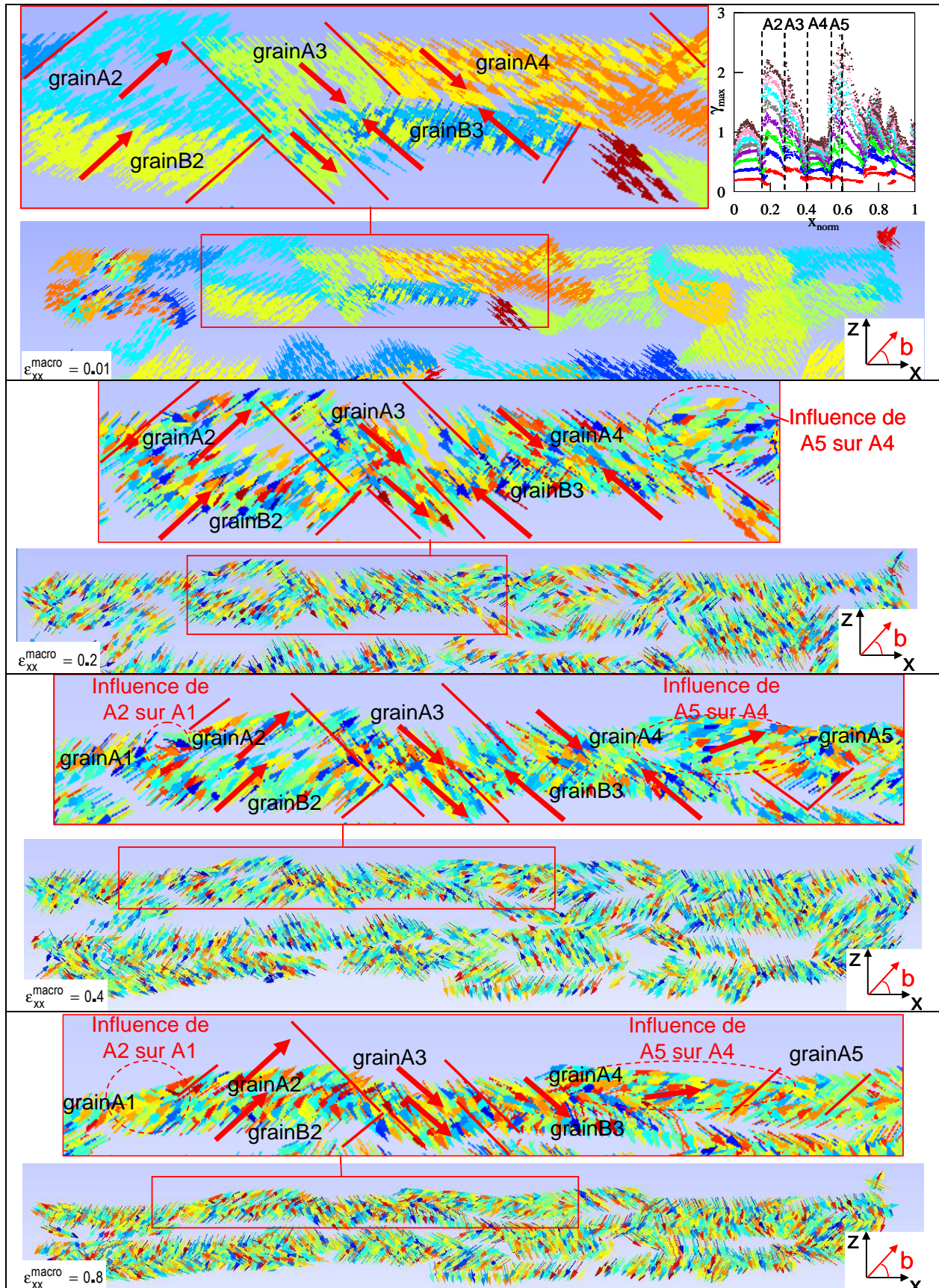


Figure 89. Zoom sur les cartographies de la direction de glissement du système actif maximal, par point de Gauss, durant l'essai de traction sur les cinq premières couches de grains. Les couleurs sur les cartographies ne correspondent pas à une échelle particulière.

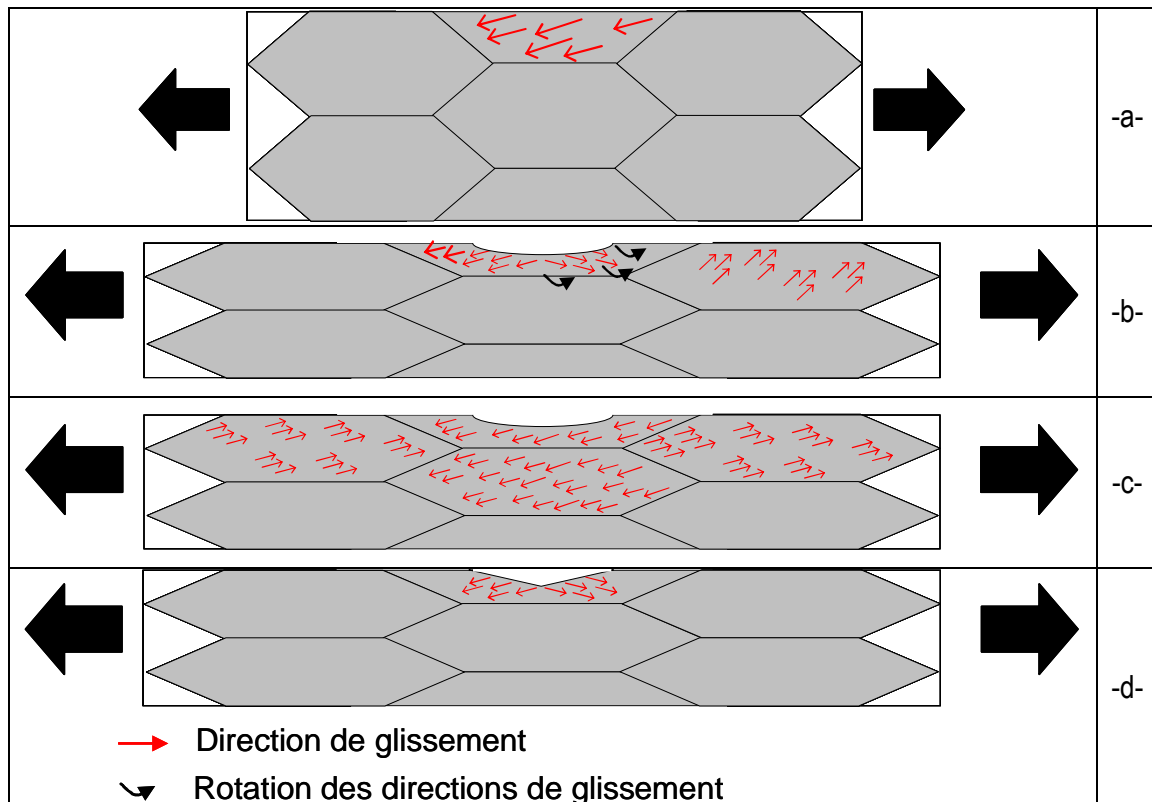


Figure 90. Striction de grain de la peau externe pendant l'essai de traction, (a) Etat non déformé, (b) striction due à l'influence de la déformation du voisin sur la peau externe, (c) striction due à l'opposition de déformation par les voisins, (d) striction due à un écrouissage hétérogène dans le grain.

V. 3. Etude de l'essai de traction plane avec un modèle de Taylor RC "Lath"

L'essai de traction plane dans la direction DL a été simulé avec un modèle de Taylor en Relaxed Constraint de type « lath » (ε_{13} libre). Le modèle a été développé à l'école des Mines de Saint Etienne par Claire Maurice puis repris par Romain Quey [Quey 2007]. Ce modèle est utilisé du fait des grandes déformations rencontrées sur les alliages de type 6xxx durant le pliage. Ce modèle ainsi que les paramètres standard utilisés sont décrits dans l'annexe O.2. La modélisation a été effectuée, tout d'abord, avec la texture réelle des alliages 6005 haut et bas manganèse caractérisée par EBSD puis pour un alliage 6016 avec répartition aléatoire des orientations cristallines utilisée pour la simulation éléments finis du premier paragraphe. L'évolution de la répartition des facteurs de Taylor a été examinée (**Figure 91** et **Figure 92**). Les courbes de distributions sont initialement de type bimodal avec une valeur moyenne autour de 2.1. Par la suite, les courbes de distribution de facteur de Taylor se resserrent vers une valeur centrale plus élevée. Cette valeur centrale se situe entre 3.0 et 3.2 pour les alliages à bas et haut manganèse. L'hypothèse selon laquelle un durcissement et une homogénéisation des caractéristiques mécaniques de la tôle soient responsables de ce regroupement a été posée. Cette homogénéisation semble être légèrement plus importante pour l'alliage haut manganèse ce qui pourrait expliquer sa meilleure pliabilité.

Les orientations cristallines des grains de la couche « hori1 » (**Figure 80**) ont été utilisées pour simuler un essai de traction plane par un modèle de Taylor en Relaxed Constraint de type « lath ». L'évolution des composantes de déformations selon l'axe 3 (z) a alors été examinée (**Figure 93**). On observe une extrême différence de déformation en cisaillement entre les grains pouvant aller jusqu'à 0.8. Cette hétérogénéité de déformation est propice à la formation de bandes de localisation et d'une ondulation de surface. Ces résultats du modèle de Taylor ont été comparés aux résultats en éléments finis/plasticité cristalline (**Figure 83**). On remarque une certaine similitude dans les intensités moyennes

atteintes par la plupart des grains. Cependant, les résultats du modèle de Taylor ne concordent pas exactement aux comportements des grains et ne modélisent pas l'hétérogénéité de déformation que l'on peut obtenir dans un même grain comme dans l'essai de traction plane en éléments finis. Cette erreur de comportement est due à la non prise en compte de l'interaction entre les grains voisins que nous avons vu comme très influente dans les résultats éléments finis. De ce fait, le modèle de Taylor RC n'est pas utilisable pour étudier la localisation de la déformation et la striction des grains.

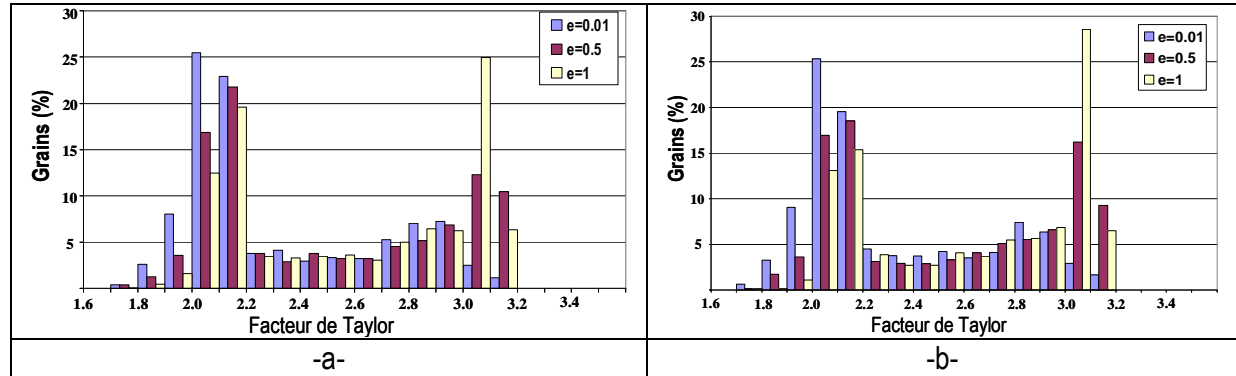


Figure 91. Courbes de distribution du facteur de Taylor durant un essai de traction plane dans la direction DL avec la texture réelle des alliages pour les déformations $e=0.01$, $e=0.5$ et $e=1$. (a) alliage 6005T4, (b) alliage 6005 HtMn T4.

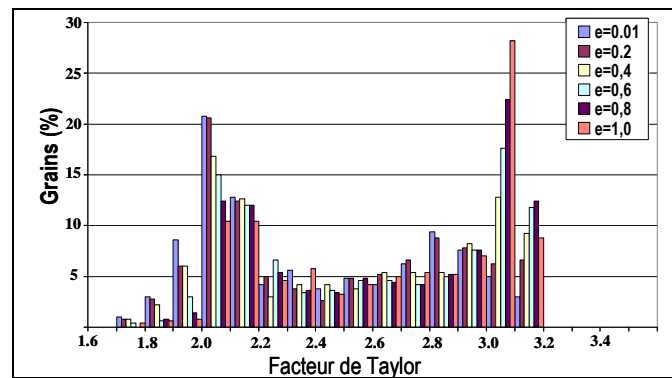


Figure 92. Courbes de distribution du facteur de Taylor durant un essai de traction plane dans la direction DL d'un alliage 6016 avec une distribution aléatoire des orientations cristallines pour les déformations $e_{11}=0.01$, $e_{11}=0.2$, $e_{11}=0.4$, $e_{11}=0.6$, $e_{11}=0.8$ et $e_{11}=1$.

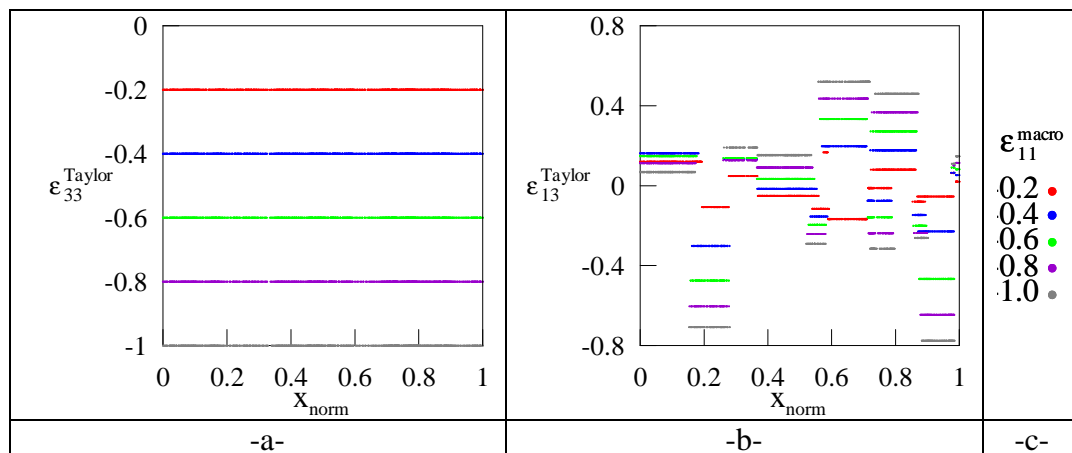


Figure 93. Evolution des composantes 33 (zz) de la déformation d'un modèle de Taylor « Lath » pour un essai de traction plane dans la direction DL d'un alliage 6016 avec une distribution aléatoire des orientations cristallines, (a) ϵ_{33} , (b) ϵ_{13} .

V. 4. Conclusion

La caractérisation expérimentale des mécanismes d'endommagement actifs pendant l'essai de pliage a été effectuée. La tôle s'endommage par la formation de bandes de localisation de la déformation. Ces bandes de localisation permettent alors la formation d'une ondulation en peau externe et la striction de grains dans les creux de cette ondulation. Un modèle mécanique basé sur la microstructure a permis d'étudier ces mécanismes d'endommagement et d'identifier la texture initiale des matériaux comme responsable de la localisation. Cependant, ce modèle ne permet pas de tenir compte du changement de comportement des grains dû à la réactualisation des orientations cristallines. De ce fait, une simulation d'un essai de traction plane, dont l'état de contraintes est très proche de l'essai de pliage, combinant éléments finis et plasticité cristalline a été effectuée. Cette simulation a permis de confirmer les conclusions précédentes et de préciser les mécanismes sous-jacents à la localisation de la déformation et l'amorçage des fissures (striction des grains de la peau externe). Nous avons observé que les grains se déformaient par glissement de un ou plusieurs plans cristallins dont l'activation dépend de l'orientation cristalline du grain. Les grains qui se déforment de manière importante sont ceux dont les systèmes principaux actifs ont des directions de glissement autour de la direction de cisaillement maximale de 45° . Cependant, ce critère n'est pas le seul à influencer la déformation des grains. En effet, nous avons vu que l'interaction intergranulaire jouait un rôle important également dans la localisation de la déformation et la striction des grains de la peau externe. Les grains vont pouvoir se déformer si l'un de leur système actif est bien orienté et si leurs voisins ont des systèmes actifs non opposés à ce glissement. Une opposition ou une influence locale des systèmes des grains voisins peut provoquer la striction du grain. De ce fait, nous pouvons conclure que le rôle de la texture, par l'orientation cristalline de chaque grain et par la répartition spatiale de ces orientations, est prépondérant dans la formation de la localisation de la déformation et la striction en peau externe. Par ailleurs, la striction par écrouissage différentiel dans le grain est impossible à mettre en œuvre dans la simulation du fait de la loi de comportement. Cependant, il reste un phénomène qui pourrait expliquer la striction des grains de la peau externe observée expérimentalement.

Des comparaisons ont été effectuées avec un modèle standard de Taylor en Relaxed constraint « Lath ». Nous avons vu que bien que le modèle arrive à simuler à peu près correctement la déformation moyenne des grains qui permettrait la formation de bandes de localisation, les déformations locales ne sont pas exactes. Ces erreurs sont dues à une non prise en compte de l'interaction intergranulaire. De ce fait, l'utilisation d'un modèle combinant éléments finis et plasticité cristalline est nécessaire pour analyser la localisation de la déformation.

Conclusion générale et perspectives

Bilan

L'objectif de ce travail a été d'appréhender les relations existantes entre la formabilité de tôles minces en alliage d'aluminium de la série 6xxx et les mécanismes d'endommagements rencontrés durant un essai de pliage. Pour ce travail, deux alliages d'aluminium ont été utilisés le 6005 et le 6016 à l'état T4 auxquels on a ajouté ou non du manganèse.

Une caractérisation du comportement des alliages de la série 6xxx a été exposée dans le **chapitre II**. Du fait des grandes déformations observées durant le pliage des tôles, les lois de comportement ont été caractérisées par compression plane. Les lois de comportement ont pu être identifiées comme des lois de type Voce étendue. Seul le coefficient d'écrouissage en grande déformation α semble différencier notablement les alliages étudiés. Une analyse de la microstructure des alliages à l'état non déformé révèle que les alliages d'aluminium ont des grains, de même taille, légèrement allongés dans la direction de laminage. La texture des alliages semble identique et s'identifie comme une texture de type aléatoire avec une légère composante de cube du fait de l'état recristallisé des tôles. De ce fait, seule la loi de comportement macroscopique des alliages semble les différencier.

Afin de comprendre la relation entre la pliabilité et l'endommagement observé sur la peau externe des alliages d'aluminium après pliage, une analyse détaillée des mécanismes d'endommagement durant les essais de pliage a été présentée dans le **chapitre III**. Les mécanismes d'endommagement ont été quantifiés expérimentalement et par un modèle mécanique. Le mécanisme suivant semble opérer :

- Déformation hétérogène des grains, due à leur orientation cristalline, par la formation de microbandes de cisaillement.
- Formation de macro-bandes de localisation de la déformation orientées à environ 40° de la direction de traction et de largeur contrôlée par l'hétérogénéité initiale du matériau et par la rotation des grains à l'intérieur des bandes.
- Développement de rugosités sur la peau externe en traction dues à la localisation de la déformation.
- Striction de certains grains situés dans les creux des rugosités en peau externe sans cavitation, puis fissuration intergranulaire ou transgranulaire dans certaines bandes de localisation.

Ces informations ont été tirées de deux méthodes originales, utilisant une échelle d'observation différente, de quantification expérimentale de la localisation. La première méthode est basée sur la mesure de l'orientation cristalline, la rotation de corps solide et la déformation des grains lors du pliage par EBSD. Cependant, la qualité des résultats obtenus par cette méthode dépend fortement de l'endommagement du matériau. La deuxième méthode est basée sur la mesure et la moyenne de la taille des grains au microscope optique. Cette technique permet d'examiner l'ensemble des mécanismes présents lors du pliage. Malheureusement, cette technique a une mauvaise précision de mesure du fait de l'utilisation d'une moyenne par arc de cercle (couches de grains).

La pliabilité des alliages d'aluminium semble intimement liée à l'intensité de la localisation de la déformation. Or, les essais expérimentaux sont trop lourds pour étudier la localisation de la déformation.

De ce fait, dans le **chapitre IV**, un modèle mécanique en grande déformation de l'essai de pliage, basé sur la microstructure et la texture initiale des alliages 6xxx, a été développé pour analyser les paramètres responsables de la localisation de la déformation. Ce modèle entièrement paramétrable (géométrie des tôles, paramètres de l'essai de pliage, comportement du matériau) utilise une géométrie composée de grains hexagonaux. Ainsi, la texture initiale permet d'expliquer l'initiation de la localisation de la déformation. Cependant, du fait d'une texture initiale globale identique des alliages, la différence de pliabilité est imputée aux lois de comportement des matériaux. Le modèle mécanique a permis de mettre en évidence que

- La déformation maximale en peau externe est le paramètre adéquat pour quantifier la localisation de la déformation.
- Une hausse de la moyenne de σ_0 dans les tôles permet une légère augmentation du palier de laminage et donc de la localisation en fin d'essai de pliage.
- Une hausse du coefficient d'érouissage en grande déformation α diminue de façon globale la déformation maximale atteinte et donc la localisation durant l'essai.
- Une courbe de distribution de la limite d'élasticité initiale σ_0 très large favorise la localisation. C'est le paramètre essentiel contrôlant l'endommagement par localisation : les effets de la loi de comportement du matériau sont négligeables sans hétérogénéités.
- Une répartition spatiale aléatoire de σ_0 permettant, par exemple le positionnement de grains de dureté importante autour d'un grain de faible dureté est un paramètre très influent sur la localisation.

Ce modèle mécanique 2D basé sur la microstructure du matériau permet d'envisager l'étude de nombreux autres paramètres assez simplement et rapidement. L'influence des paramètres suivants sur la localisation de la déformation demande à être examinée :

- L'épaisseur des tôles ; une réduction de l'épaisseur initiale des tôles permet une réduction de matière première et un allègement du poids de la carrosserie automobile. Le modèle mécanique permet d'observer l'influence de l'épaisseur de la tôle sur la localisation de la déformation. Ainsi, une étude de l'épaisseur initiale de la tôle allant de 0.5 à 2 mm serait intéressante. Pour cela, il suffit simplement de varier l'épaisseur de la géométrie du modèle.
- La prédéformation des tôles ; le premier chapitre a montré que la prédéformation des tôles diminue leur pliabilité. Le modèle mécanique permettrait de confirmer ces conclusions en examinant l'influence de la prédéformation sur la localisation de la déformation. Il suffit d'ajouter une étape initiale de traction dans le modèle mécanique.
- Le frottement tôle/rouleau ; l'influence du frottement sur la pliabilité des tôles n'est pas clair et demande à être analysée avec plus de détails.
- La dimension des grains (taille des grains, répartition hétérogène des tailles de grains) ; nous avons vu que la texture initiale est la cause de l'initiation d'une localisation de la déformation. Cependant, une hétérogénéité en terme de taille de grains joue-t-elle un rôle dans la localisation ? Une tôle composée de grains allongés est-elle plus sujette à la localisation qu'une tôle composée de grains équiaxes ? Ces paramètres peuvent être analysés simplement en jouant sur la géométrie de la tôle et des hexagones dans le modèle mécanique.

L'avantage de ce modèle est sa rapidité d'exécution et sa faible consommation en ressources informatiques. De plus, il permet de donner des résultats comparatifs assez simplement et rapidement. Cependant, même si ce modèle permet d'expliquer l'endommagement observé expérimentalement, il ne tient pas compte de la rotation cristalline possible et donc de l'homogénéisation de la tôle durant l'essai de pliage. De ce fait, un modèle combinant éléments finis et plasticité cristalline a été mis en

place dans le **chapitre V**. Seulement, à cause de son temps de calcul excessif et des difficultés de mise en place, le modèle a été utilisé sur un essai de traction plane, assez proche de l'état de déformation durant le pliage. Grâce à l'observation des directions de glissement des systèmes actifs principaux durant l'essai de traction, les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- La texture de type aléatoire est bien responsable de l'initiation de la localisation de la déformation.
- Les grains se déforment par glissements des systèmes actifs dont la direction de glissement se situe autour de la direction de cisaillement maximal ($\pm 45^\circ$).
- La répartition spatiale des orientations cristallines est le paramètre décisif dans la localisation de la déformation.
- La striction des grains de la peau externe est possible et confirme donc nos hypothèses formulées suite aux observations expérimentales. Elle est due à l'interaction intergranulaire. Les grains voisins au grain strictionné vont s'opposer ou influencer localement, de par la direction de glissement des systèmes actifs, la déformation du grain et permettre une déformation hétérogène de celui-ci.

En conclusion, un grain peut se déformer si ses systèmes actifs ont une direction de glissement autour de 45° et si les grains alentours n'ont pas de systèmes actifs avec une direction opposée aux premiers.

En conséquence, pour **améliorer la pliabilité** des alliages d'aluminium, les recommandations suivantes doivent être suivies :

- Ne pas utiliser de tôles prédéformées.
- Ne pas effectuer le traitement thermique du Bake Hardening avant le sertissage.
- Utiliser des tôles dont l'état de surface initial est le moins rugueux possible.
- Augmenter le coefficient d'écrouissage des tôles en grande déformation. Par exemple, une hausse du taux de manganèse permet d'augmenter le taux d'écrouissage.
- Obtenir une répartition de la dureté initiale la plus homogène possible au moins sur les sept premières couches de grains de la peau externe. Un traitement thermique local pourrait convenir pour obtenir cet effet.

Perspectives

Les nombreuses investigations réalisées dans cette thèse ont permis de dégager de nombreuses relations entre la formabilité et les mécanismes d'endommagement durant le pliage de tôles minces en alliages d'aluminium. De plus, des zones d'ombres restent encore à éclaircir. Nous avons regroupé les perspectives en deux axes distinctes : l'utilisation de méthodes basées sur l'expérimentation et des méthodes basées sur la simulation numérique.

- **Expérimentalement**

A court terme :

Une méthode originale a été conçue pour détecter la formation de bandes de localisation de la déformation à l'aide de la mesure de l'orientation cristalline, de la rotation de corps solide et de la déformation des grains. Cette méthode demande à être améliorée vis-à-vis du critère de détection des grains. De plus, une automatisation de la détection des bandes de localisation permettrait un gain de temps considérable.

- **Modélisation numérique**

A court terme :

Nous avons utilisé un modèle combinant éléments finis et plasticité cristalline sur un essai de traction plane. Maintenant, ce modèle doit être développé pour l'essai de pliage. Pour cela, du fait des ressources informatiques nécessaires, la modélisation doit se faire en calcul parallèle avec possibilité de prise en compte du contact. Une réflexion doit être effectuée sur une possible utilisation d'un modèle « découplé » des inconvénients de l'essai de pliage (dimension de l'essai, contacts tôle/rouleaux et tôle/indenteur).

Le modèle éléments finis/plasticité cristalline demande l'intégration d'une loi de comportement de plasticité cristalline. Or, l'utilisation de lois macroscopiques pour déterminer les lois microscopiques demande encore de la réflexion. En effet, comment tenir compte de l'interaction entre systèmes par exemple ? Une caractérisation expérimentale des lois de plasticité cristalline ne serait-elle pas souhaitable ? Pour cela, des essais de compression sur des monocristaux ne seraient-ils pas intéressants ?

De plus, l'étude portant, dans le dernier chapitre, sur la relation entre les orientations cristallines et la localisation de la déformation doit être poursuivie. Pour cela, la prise en compte de différentes textures dans les essais de traction plane peut être effectuée. Il en est de même quant à la relation entre l'érouissage des systèmes de glissement et la localisation.

A moyen terme :

Dans les modèles éléments finis développés, la fissuration du matériau n'est pas prise en considération. De ce fait, l'aboutissement final de ces modélisations serait l'insertion d'un critère de fissuration dans les modèles. Cependant, pour cela, la caractérisation de la fissuration doit être approfondie expérimentalement.

Enfin, cette thèse porte sur l'analyse de la localisation de la déformation. Un critère simple, basé sur la déformation maximale en peau externe, est utilisé. Cependant, la conception d'un critère de localisation permettant de détecter automatiquement la localisation de la déformation serait nécessaire. Pour cela, l'analyse en détail des critères de localisation résumés en ANNEXE J doit être poursuivie.

Bibliographie

- [Asaro, 1985] R. J. Asaro, A. Needleman, Texture development and strain hardening in rate dependent crystals, *Acta Metallurgica*, Vol. 33, p 923-953, 1985.
- [Asaro, 2006] R. J. Asaro, V. A. Lubarda, *Mechanics of solids and materials*, p881, 2006
- [Bacha, 2006] A. Bacha, M. Feuerstein, Ch. Desrayaud and H. Klöcker, Measuring Stress Strain Curves to large Strains on Sheet Metal, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 35, No. 2, p 157-166, 2006.
- [Barlat, 1987] F. Barlat, O. Richmond, Prediction of tricomponent plane stress yield surfaces and associated flow and failure behavior of strongly textured fcc polycrystalline sheets, *Material Science and Engineering*, Vol. 95, p15-29, 1987.
- [Barou, 2009] F. Barou, Etude de la croissance des sous-grains dans des alliages binaires aluminium-manganèse, Thèse ENSM-SE, 2009.
- [Becker, 1998] R. Becker, Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming, *Acta Metallurgica*, Vol. 46, No. 4, p1385-1401, 1998.
- [Besson, 1997] J. Besson., R. Foerch., *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 142 165-187, 1997.
- [Besson, 2001] J. Besson, G. Cailletaud, J.L. Chaboche, S. Forest, *Mécanique non linéaire des matériaux*, Paris Hermes Science Publications, p441, 2001.
- [Brunet, 2001] M. Brunet, F. Morestin, Experimental and analytical necking studies of anisotropic sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 112, p 214-226, 2001.
- [Bunge, 1969] H. J Bunge, *Mathematische Methoden der Texturanalyse*, 1969.
- [Butuc, 2006] M. C. Butuc, J. J. Gracio, A. Barata da Rocha, An experimental and theoretical analysis on the application of stress-based forming limit criterion, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 48, No. 4, p 414-429, 2006.
- [Cailletaud, 2003] G. Cailletaud, S. Forest, D. Jeulin, F. Feyel, I. Galliet, V. Mounoury, S. Quilici, Some elements of microstructural mechanics, *Computational Materials Science*, 27, p351-374, 2003.
- [Chovet, 2002] C. Chovet, Ch. Desrayaud, F. Montheillet, A mechanical analysis of the plane strain channel die compression test: friction effects in hot metal testing, *International Journal of Mechanical Sciences*, 44, p 343-357, 2002.

- [Dao, 2001]** M. Dao, M. Li, A micromechanics study on strain localization induced fracture initiation in bending using crystal plasticity models, *Philosophical Magazine A*, Volume 81, No. 8, p 1997-2020, 2001.
- [Dubost, 1991]** B. Dubost, P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, *Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques M240* p 1-37, 1991.
- [Fortunier, 1987]** R. Fortunier, Contribution à l'étude de la déformation plastique des cristaux et des polycristaux, Thèse ENSM SE, 1987.
- [Geuzaine, 2009]** C. Geuzaine, J-F. Remacle, Gmsh: a three-dimensional finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Volume 79, Issue 11, p 1309-1331, 2009.
- [Guillotin, 2010]** A. Guillotin, Etude de la rugosité de surface induite par la déformation plastique de tôles minces en alliage d'aluminium AA6016, thèse ENSM SE, 2010.
- [Haddag, 2007]** B. Haddag, Contribution à la mise en forme des tôles métalliques : application au retour élastique et à la localisation, Thèse ENSAM Metz, 2007.
- [Hirth, 2001]** S.M. Hirth, G.J. Marshall, S.A. Court, D.J. Lloyd, Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016, *Materials Science and Engineering A* 319-321 p 452-456, 2001.
- [Hill, 1962]** R. Hill, Acceleration waves in solids, *J. Mech. Phys. Solids*, Volume 10, Issue 1, 1962.
- [Honneff, 1978]** H. Honneff, H. Mecking, In G. Gottstein and K. Lucke, editors, ICOTOM 5, Volume 1, p 265, 1978.
- [Huang, 1991]** Y. Huang, A user material subroutine incorporating single crystal plasticity in the abaqus finite element program, *Mech-178*, 22p, 1991.
- [Kuroda, 2004]** M. Kuroda, V. Tvergaard, Shear band development in anisotropic bent specimen, *European Journal of Mechanics A/Solids*, Volume 23, p 811-821, 2004.
- [Kuroda, 2007]** M. Kuroda, V. Tvergaard, Effects of texture on shear band formation in plane strain tension/compression and bending, *International Journal of Plasticity*, Volume 23, Issue 2, p 244-272, 2007.
- [Lange, 2006]** C. Lange, Etude physique et modélisation numérique du procédé de sertissage de carrosserie automobile, *thèse école des Mines de Paris*, 2006.
- [Lemaitre, 2004]** J. Lemaitre, J-L. Chaboche, Mécanique des matériaux solides, *Edition Dunod*, 544 pages, 2004.

- [Lievers, 2003]** W.B. Lievers, A.K. Pilkey, D.J. Lloyd, The influence of iron content on the bendability of AA6111 sheet, *Materials Science and Engineering A361*, p 312-320, 2003.
- [Lievers, 2003]** W.B. Lievers, A.K. Pilkey, M.J. Worswick, The cooperative role of voids and shear bands in strain localization during bending, *Mechanics of materials* 35 p661-674, 2003.
- [Livatyali, 2004]** H. Livatyali, T. Laxhuber, T. Altan, Experimental investigation of forming defects in flat surface-convex edge hemming, *Journal of Materials processing Technology* 146 p20-27, 2004.
- [Livatyali, 2004]** H. Livatyali, S.J. Larris, Experimental investigation on forming defects in flat surface-convex edge hemming: roll, recoil and warp, *Journal of Materials processing Technology* 153-154 p913-919, 2004.
- [Marciniak, 1967]** Z. Marciniak, K. Kuczynski, Limit Strains in the processes of stretch-forming sheet metal, *Int. J. Mech. Science*, Volume 9, p 609-620, 1967.
- [Maurice, 1994]** C. Maurice, Textures de compression plane à chaud d'alliages d'aluminium, expériences et simulations, Thèse de doctorat, ENSM-SE, 1994.
- [Maurice, 2005]** C. Maurice, D. Piot, H. Klöcker, J. Driver, Hot plane strain compression testing of aluminium alloys by channel-die compression, *Metall. Mater. Trans A*, Vol. 36(4), p 1039-1047, 2005.
- [Minoda, 2006]** T. Minoda, M. Asano, H. Yoshida, Influence of iron content on the mechanical properties of AA6016 alloy sheet, *Materials Science forum* 519-521, p 859-864, 2006.
- [Minoda, 2006]** T. Minoda, M. Asano, H. Yoshida, Effect of copper content on the bendability of Al-Mg-Si alloy sheet, *Materials Science forum* 519-521, p 771-776, 2006.
- [Quey, 2007]** R. Quey, S. Ringeval, D. Piot, J. Driver, New grain interaction models for deformation texture simulations, *Materials Science Forum* 539-543, 3371-3376, 2007.
- [Quey, 2009]** R. Quey, Neper: a 3-D random polycrystal generator for the finite element method, <http://neper.sourceforge.net>, 2009.
- [Quey, 2011]** R. Quey, P.R. Dawson, F. Barbe, Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing., *Computer Methods for Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 200, p1729-1745, 2011.
- [Pouchou, 2004]** J. L. Pouchou, L'analyse EBSD : principe et application, *EDP Sciences*, p 1-16, 2004.
- [Rice, 1976]** J. R. Rice, The localization of plastic deformation, *Proc. 14th Int. Congr. Theor. And Appl. Mech.*, p207, 1976.

- [Sarkar, 2004]** J. Sarkar, T.R.G. Kuty, D.S. Wilkinson, J.D. Embury, D.J. Lloyd, Tensile properties and bendability of T4 treated AA6111 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*369, p 258-266, 2004.
- [Schmid, 1950]** E. Schmid, W. Boas, Plasticity of crystals with special reference to metals, A translation from the German by F. A. Hughes & Co., Limited. Of "Kristallplastizität mit besonderer Berücksichtigung der Metalle." 1935 London F. A. Hughes & Co. Limited Bath House, Piccadilly, W.1 1950.
- [Tan, 1992]** Z. Tan, B. Persson, C. Magnusson, An empiric model for controlling springback in V-die bending of sheet metals, *Journal of Materials processing Technology* 34 p449-455, 1992.
- [Taylor, 1938]** G-I. Taylor, Plastic strain in metals, *J.Inst. Metals*, Volume 62, p 307-324, 1938.
- [Triantafyllidis, 1982]** N. Triantafyllidis, A. Needleman, On development of shear bands in pure bending, *Int. J. Solids Structures*, Volume 18, No 2, p 121-138, 1982.
- [Tvergaard, 1993]** V. Tvergaard, A. Needleman, Shear band development in polycrystal, *Proceedings of the Royal Society of London*, A443, p547-562, 1993.
- [Vegter, 1999]** H. Vegter, Y. An, H. H. Pilman, J. Huetink, Different approaches to describe the plastic material behaviour of steel and aluminium alloys in sheet metal forming, 2nd ESAFORM Conference on Material Forming, Guimaraes, Portugal, Covas J.A. ed., 1999.
- [Voce, 1948]** E. Voce, The Relationship between stress and strain for Homogenous Deformation, *J. Inst. Met.*, Vol. 74, p 537-562, 1948.
- [Voce, 1948]** E. Voce, True Stress-Strain Curves and their Application to Cold-working Processes, *Metal Treatment*, Vol. 15, p53-60, 1948.
- [Xue, 2008]** L. Xue, T. Wierzbicki, Ductile fracture initiation and propagation modeling using damage plasticity theory, *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 75, p 3276-3293, 2008.
- [Wu, 2004]** P. D. Wu, S. R. MacEwen, D. J. Lloyd, K. W. Neale, Effect of cube texture on sheet metal formability, *Materials Science and Engineering*, A364, p 182-187, 2004.
- [Wu, 2004]** P. D. Wu, D. J. Lloyd, Analysis of surface roughening in AA6111 automotive sheet, *International Journal of Plasticity*, Volume 23, Issue 2, p 244-272, 2007.

Table des principales notations

Chapitre I

β_0	angle de pliage final avant retour élastique
β_f	angle de pliage final après retour élastique
β	angle de pliage après retour élastique
U_r	déplacement final de l'indenteur après pliage
U_{\max}	déplacement maximal de l'indenteur d'un essai de pliage
U_{laminage}	déplacement de l'indenteur pour la transition pliage/laminage d'un essai de pliage
F	force appliquée par l'indenteur durant le pliage
DL, DT, DN	direction de laminage, transverse et normale de la tôle
x, y et z	abscisse, ordonnée et axe de pliage d'un essai de pliage
L	longueur de la tôle utilisée pour l'essai de pliage
b	largeur de la tôle utilisée pour l'essai de pliage
t_0	épaisseur initiale de la tôle utilisée pour l'essai de pliage
t	épaisseur de la tôle pour l'essai de pliage
t_{\min}	épaisseur finale du centre de la tôle après pliage
R	rayon des rouleaux de l'essai de pliage
R_{ind}	rayon de l'indenteur de l'essai de pliage

Chapitre II

h_0, w_0, t_0	dimensions initiales de l'échantillon de compression plane
h, w, t	dimensions actuelles de l'échantillon de compression plane
D	déplacement de la face supérieure de l'échantillon de compression plane
Q	force appliquée sur la face supérieure de l'échantillon de compression plane
σ_i	composante de contrainte suivant l'axe i
ε_i	composante de déformation suivant l'axe i
$\bar{\sigma}$	contrainte équivalente
$\bar{\varepsilon}_p$	déformation plastique équivalente
σ_0	limite d'élasticité initiale
σ_{∞}	coefficient de la loi de Voce
δ	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en petite déformation
α	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en grande déformation
n	coefficient d'écrouissage
a, b	longueurs de Ferret maximale et minimale des grains

Table des principales notations

a_0, b_0	longueurs de Ferret maximale et minimale des grains à l'état non déformé
$\langle \bar{\varepsilon} \rangle$	moyenne de la déformation équivalente de l'ensemble des grains
M	Facteur de Taylor
\bar{M}	Facteur de Taylor moyen
τ	contrainte de cisaillement résolue
γ	glissement d'un plan cristallin
$\dot{W}(g)$	puissance de déformation plastique pour le grain g
$\dot{\gamma}^s(g)$	vitesse de glissement d'un système de glissement s pour un grain g
$\tau_c(g)$	contrainte de cisaillement critique d'un grain g
F_{\max}	amplitude atteinte de la texture maximale

Chapitre III

$\dot{\varepsilon}$	vitesse de déformation
$\bar{\varepsilon}$	déformation plastique équivalente
$\langle \bar{\varepsilon} \rangle$	moyenne de la déformation équivalente de l'ensemble des grains appartenant à une couche de grains en forme d'arc de cercle
n	coefficient d'écrouissage
u	déplacement de l'indenteur durant le pliage
u_r	déplacement de l'indenteur en fin d'essai de pliage
β_f	angle de pliage en fin d'essai de pliage après retour élastique
p	amplitude du Band Contrast
h_i	écart type de la transformée de Hough pour la $i^{\text{ème}}$ bande de Kikuchi la plus intense
σ_h	écart type de la transformée de Hough moyenne

Chapitre IV

ε_{\max}	déformation maximale de von Mises sur une couche de grain
r	rayon de l'entaille pour le modèle avec tôle entaillée
a	profondeur de l'entaille
$\sigma_{0\text{grain}}$	limite d'élasticité initiale du grain
$\sigma_{0\text{matériau}}$	limite d'élasticité initiale du matériau
M_{grain}	Facteur de Taylor du grain
\bar{M}	Facteur de Taylor moyen du matériau
y_i	$i^{\text{ème}}$ couche de grain selon l'épaisseur de la tôle durant le pliage
β	angle de pliage
F	charge appliquée par l'indenteur
u	déplacement de l'indenteur
$\varepsilon_{\text{flex}_i}$	déformation de flexion dans la $i^{\text{ème}}$ couche de grains
ρ_n	rayon de courbure de la ligne neutre

$\bar{\epsilon}_i$	déformation maximale de von Mises sur la $i^{\text{ème}}$ couche de grain
σ_{∞}	coefficient de la loi de Voce
δ	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en petite déformation
α	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en grande déformation
μ	coefficient de frottement
$\langle \bar{\epsilon} \rangle$	moyenne de la déformation équivalente de l'ensemble des grains appartenant à une couche de grains
Δ	largeur d'une courbe de distribution de σ_0 initiale
U_{final}	déplacement de l'indenteur en fin d'essai de pliage
U_{laminage}	déplacement de l'indenteur pour la transition pliage/laminage d'un essai de pliage

Chapitre V

$r^{(\alpha)}$	écrouissage isotrope du système de glissement α
$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$	vitesse de glissement du système de glissement α
$\tau^{(\alpha)}$	contrainte de cisaillement résolue du système de glissement α
K, n, Q et b	coefficients de la loi viscoplastique
$\underline{\underline{\sigma}}$	tenseur des contraintes
$\underline{m}^{(\alpha)}$	direction de la normale au plan du système de glissement α dans le repère outil
$\underline{s}^{(\alpha)}$	direction de glissement du système de glissement α dans le repère outil
r_0	seuil d'écoulement plastique du système de glissement
$H\gamma$	terme linéaire correspondant à la grande déformation de chaque système de glissement
\underline{h}	matrice d'interaction dénotant l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent du aux autres systèmes de glissement actifs
$\underline{\underline{E}}$	tenseur gradient de transformation élastique
$\bar{\epsilon}$	déformation plastique équivalente
γ_i	taux de glissement du système de glissement i
γ_{max}	taux de glissement du système de glissement le plus actif
P_{ij}	composante ij du gradient de transformation plastique
(i, j, k)	indices de la normale au plan de glissement d'un système de glissement dans le repère cristallin
$[u, v, w]$	indices de la direction de glissement d'un système de glissement dans le repère cristallin
$b(^{\circ})$	angle entre la direction de glissement d'un système de glissement et l'axe x dans le repère outil
$\sigma_{xx}^{\text{macro}}$	composante xx du tenseur des contraintes d'un essai de traction

Annexes

$\underline{\underline{\sigma}}$	tenseur des contraintes
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	tenseur des vitesses de déformation
h_0, w_0, t_0	dimensions initiales de l'échantillon de compression plane
S_0	surface de la section initiale comprimée
h, w, t	dimensions actuelles de l'échantillon de compression plane
S	surface de la section actuelle comprimée
$h_{\text{téflon}}$	épaisseur de Téflon autour des échantillons de compression dans la direction de compression
d	déplacement de la face supérieure de l'échantillon de compression plane
Q	force appliquée sur la face supérieure de l'échantillon de compression plane
σ_i	composante de contrainte suivant l'axe i
ε_i	composante de déformation suivant l'axe i
$\bar{\sigma}$	contrainte équivalente
$\bar{\varepsilon}$	déformation plastique équivalente
F, G et H	coefficients d'anisotropie de Hill
r_0, r_{45} et r_{90}	coefficients de Lankford
Δi	incertitude de mesure du paramètre i
\bar{m}	coefficient de frottement de Tresca
σ_0	limite d'élasticité initiale
σ_∞	coefficient de la loi de Voce
δ	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en petite déformation
α	coefficient de la loi de Voce correspondant à l'écrouissage en grande déformation
n	coefficient d'écrouissage
$\underline{\underline{g}}$	matrice de rotation permettant de passer du repère outil au repère cristallin
φ_1, ϕ et φ_2	angles d'Euler
(i, j, k)	indices de la normale au plan de glissement d'un système de glissement dans le repère cristallin
$[u, v, w]$	indices de la direction de glissement d'un système de glissement dans le repère cristallin
$\beta_{\text{déso}}$	différence de rotation de corps solide entre la direction de Ferret maximale de chaque grain et la direction de Ferret maximale du grain si le pliage est un mode de flexion pure
α_{flex}	angle entre l'horizontale et la direction de la longueur de Feret maximale en mode flexion pure
$\alpha_{\text{mesuré}}$	angle entre l'horizontale et la direction de la longueur de Feret maximale expérimentale
a, b	longueurs de Ferret maximale et minimale des grains
a_0, b_0	longueurs de Ferret maximale et minimale des grains à l'état non déformé
ε_{ij}	composante ij du tenseur de déformation

Table des principales notations

λ	ratio d'aspect du grain
(r, θ)	coordonnées du repère cylindrique
ρ	rayon de courbure
$\underline{\underline{F}}$	gradient de la transformation
$\underline{\underline{Q}}$	tenseur de rotation permettant un changement de repère
$\underline{\underline{R}}$	tenseur inverse de $\underline{\underline{Q}}$
$\underline{\underline{E}}$	gradient de la transformation élastique
$\underline{\underline{P}}$	gradient de la transformation plastique
$\underline{\underline{L}}$	tenseur gradient des vitesses
$\underline{\underline{D}}$	partie symétrique de $\underline{\underline{L}}$ correspondant au taux de déformation
$\underline{\underline{\Omega}}$	partie antisymétrique de $\underline{\underline{L}}$ correspondant au taux de rotation
$\underline{\underline{E}}^{\text{GL}}$	tenseur de déformation de Green Lagrange
D^J_i	dérivée de Jaumann du paramètre i
$\dot{\epsilon}_0$	vitesse de déformation initiale
$\dot{\epsilon}_{p0}$	vitesse de déformation équivalente de von Mises initiale
$\dot{\epsilon}$	vitesse de déformation
$\dot{\epsilon}_p$	vitesse de déformation équivalente de von Mises
m	coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation
$\underline{\underline{\Sigma}}$	tenseur de contrainte de Piola-Kirchoff
R	coefficient d'anisotropie
ϵ_i^*	déformation critique à partir de laquelle se développe la localisation de la déformation
$\underline{\underline{L}}^+$ et $\underline{\underline{L}}^-$	gradients des vitesses à l'extérieur et à l'intérieur de la bande de localisation
$\underline{\underline{\sigma}}^+$ et $\underline{\underline{\sigma}}^-$	champs de contraintes nominales à l'extérieur et à l'intérieur de la bande de localisation
\underline{d}	direction du saut de gradient de vitesse
$\underline{\underline{C}}$	module tangent analytique
\underline{n}	normale d'une bande de localisation
t	largeur de la bande de localisation
∇	dérivée de Jaumann du tenseur des contraintes
$\underline{\underline{\sigma}}$	
E	module de Young
u	déplacement de l'indenteur
ρ_{int}	rayon de courbure de la peau interne durant le pliage
ρ_{ext}	rayon de courbure de la peau externe durant le pliage

ρ_n	rayon de courbure de la ligne neutre durant le pliage
R_i	rayon de l'indenteur du modèle de pliage
R_r	rayon des rouleaux du modèle de pliage
θ	moitié de l'angle de pliage β
t	épaisseur initiale de la tôle
t_c	épaisseur actuelle de la tôle en son centre
P	la charge appliquée par l'indenteur
R_n	composante normale de la réaction P
μ	coefficient de frottement tôle/rouleau
M	moment de flexion
M_n et M_f	composantes du moment dues au pliage et au frottement respectivement
$r^{(\alpha)}$	écrouissage isotrope du système de glissement α
$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$	vitesse de glissement du système de glissement α
$\tau^{(\alpha)}$	contrainte de cisaillement résolue du système de glissement α
K, n, Q et b	coefficients de la loi viscoplastique
$\underline{\underline{\sigma}}$	tenseur des contraintes
$\underline{m}^{(\alpha)}$	direction de la normale au plan du système de glissement α dans le repère outil
$\underline{s}^{(\alpha)}$	direction de glissement du système de glissement α dans le repère outil
r_0	seuil d'écoulement plastique du système de glissement
$H\gamma$	terme linéaire correspondant à la grande déformation de chaque système de glissement
\underline{h}	matrice d'interaction dénotant l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent entre systèmes de glissement actifs
\underline{F}	tenseur gradient de transformation
\underline{E}	tenseur gradient de transformation élastique
\underline{P}	tenseur gradient de transformation plastique
P_{ij}	composante ij du gradient de transformation plastique
\underline{L}	tenseur gradient des vitesses
\underline{D}	partie symétrique de \underline{L} correspondant au taux de déformation
$\underline{\Omega}$	partie antisymétrique de \underline{L} correspondant au taux de rotation
$\bar{\epsilon}$	déformation plastique équivalente
γ_i	taux de glissement du système de glissement i
γ_{\max}	taux de glissement du système de glissement le plus actif
(i, j, k)	indices de la normale au plan de glissement d'un système de glissement dans le repère cristallin
$[u, v, w]$	indices de la direction de glissement d'un système dans le repère cristallin

ANNEXES

ANNEXE A.

Essai de pliage : résultats complémentaires

La Figure 94 montre l'évolution de la force appliquée en fonction du déplacement de l'indenteur pour un essai de pliage d'axe de pliage DT effectué sur les quatre alliages d'aluminium étudiés à l'état T4. Pour examiner la reproductibilité des résultats, l'essai a été effectué 3 fois pour chaque alliage.

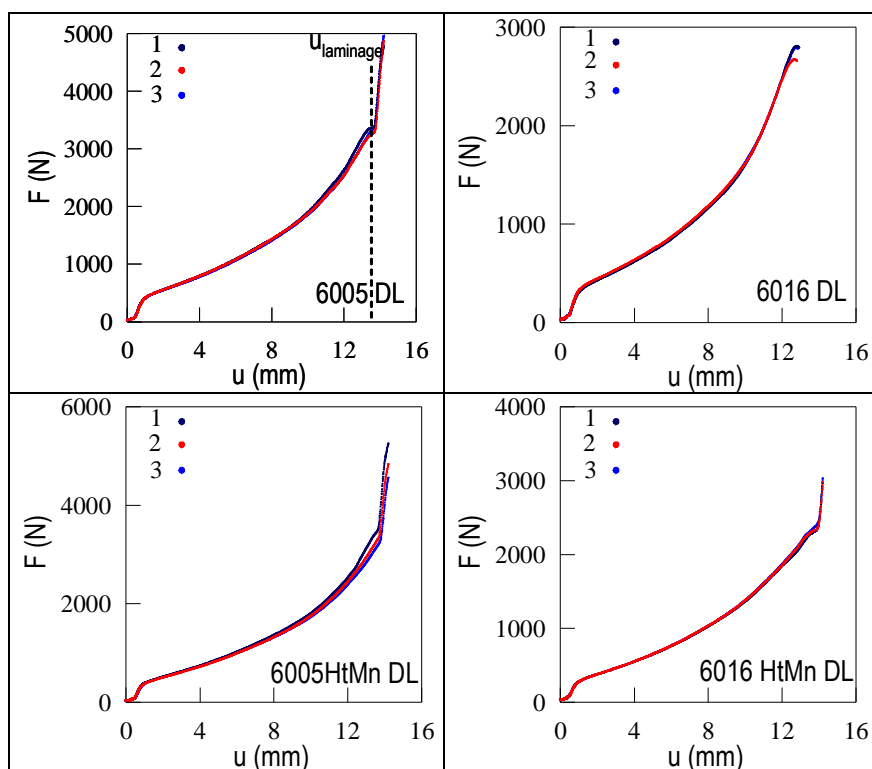


Figure 94. Evolution de la charge appliquée par l'indenteur en fonction de son déplacement durant des essais de pliage d'axe DT pour chaque alliage d'aluminium étudié à l'état T4 (3 essais par alliage).

ANNEXE B.

La compression plane bi-encastree

B.1. Principe

L'essai de compression plane consiste à comprimer un échantillon parallélépipédique en imposant un déplacement dans la direction y (**Figure 95**). L'échantillon, bloqué dans la direction z par un couloir, se déforme en première approximation dans le plan (x, y). Le dispositif est constitué d'un poinçon et d'une matrice, tous deux fabriqués dans un matériau très rigide par rapport aux alliages d'aluminium étudiés. Une machine de traction-compression SCHENCK pouvant produire une charge de 100kN est utilisée pour les essais.

Etant donné que l'échantillon est bloqué dans la direction z mais libre dans la direction x, les tenseurs de contrainte et de vitesse de déformation s'écrivent de la manière suivante (en négligeant le frottement) :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{bmatrix} \text{ et } \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \begin{bmatrix} \dot{\epsilon}_x & 0 & 0 \\ 0 & \dot{\epsilon}_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (13)$$

Soit la hauteur de l'échantillon h , la largeur w et l'épaisseur t avec 0 comme indice de l'état initial (**Figure 95c**), la condition d'incompressibilité en déformation plastique permet d'écrire

$$h_0 w_0 t_0 = h w t \text{ d'où } w = h_0 w_0 / h \text{ avec } S_0 = t_0 w_0 \text{ et } S = t_0 w \quad (14)$$

En supposant que les frottements sont négligeables, la déformation et la contrainte dans la direction de compression sont

$$\epsilon_y = \ln \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) \text{ et } \sigma_y = -\frac{Q}{S} = -\frac{Q}{S_0} \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) \text{ avec } d = h_0 - h \quad (15)$$

où d et Q sont respectivement le déplacement et la force d'écrasement de la face supérieure de l'échantillon dans la direction de compression.

Sachant que le matériau est incompressible, la déformation équivalente $\bar{\epsilon}$ s'écrit

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{h_0 - d}{h_0} \right) \text{ avec } \dot{\epsilon}_x + \dot{\epsilon}_y = 0 \quad (16)$$

En supposant que le matériau est orthotrope, le critère de Hill permet de déterminer la contrainte équivalente telle que

$$\bar{\sigma} = \sqrt{F(\sigma_{DT} - \sigma_{DN})^2 + G(\sigma_{DN} - \sigma_{DL})^2 + H(\sigma_{DL} - \sigma_{DT})^2} \quad (17)$$

avec F , G et H les constantes d'anisotropie du matériau.

Les tôles compressées sont identifiées par leur propre repère {DL, DT, DN} où DL, DT et DN représentent respectivement la direction de laminage, la direction transverse et la direction normale aux tôles (**Figure 96a**). Les essais de compressions plane sont effectués tel que {DL, DT, DN} pour les essais de compression dans la direction DT ou {DT, DL, DN} pour ceux dans la direction DL correspondent à {x, y, z} (**Figure 96b**). A l'aide du principe de normalité, la contrainte dans la direction z est égale à

$$\dot{\varepsilon}_z = \dot{\lambda} \frac{d\bar{\sigma}}{d\sigma_z} = \frac{\dot{\lambda}}{\bar{\sigma}} ((F+G)\sigma_z - G\sigma_y) = 0 \text{ donc } \sigma_z = \frac{G}{F+G} \sigma_y \quad (18)$$

De ce fait, la contrainte équivalente est égale à

$$\bar{\sigma} = \left| \frac{Q}{t_0 w_0} \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) \right| K \text{ avec } K = \sqrt{\frac{FG^2 + GF^2}{(F+G)^2} + H} \quad (19)$$

B.2. Mesure de la force et du déplacement

La mesure de la force est effectuée par une cellule de force standard et les déplacements par un capteur électrique passif de déplacements linéaires (LVDT). Le capteur de déplacement LVDT est calibré avec une précision de 0.01mm pour une course de 10 mm. Le signal délivré par le capteur décompose la course totale de 100 mm en 2 octets, donc 65536 bits. 1 bit sur 2 est utilisé pour le signal, ainsi 32768 bits sont utiles. Un déplacement de 1.8 mm sera alors traduit en 590 points, donc un point tout les 3µm. L'incertitude sur la mesure du déplacement est de 2% de la valeur lue + 3µm. L'incertitude sur la mesure de la force est de 2% de la valeur lue + 50N. L'ensemble des caractéristiques est rassemblé dans le Tableau 38. Les incertitudes de mesures sur la déformation vraie et la contrainte vraie dans l'axe de compression sont déterminées de la façon suivante

$$\Delta \varepsilon_y = \Delta \left(\ln \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) \right) = \frac{d}{(h_0 - d)} \left(\left| \frac{\Delta h_0}{h_0} \right| + \left| \frac{\Delta d}{d} \right| \right) \quad (20)$$

$$\Delta \sigma_y = \Delta \left(\frac{Q}{S} \right) = \Delta \left(\frac{Q}{S_0} \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) \right) = \frac{Q}{S_0} \left[\left(\left| \frac{\delta S_0}{S_0} \right| + \left| \frac{\delta Q}{Q} \right| \right) \left(1 - \frac{d}{h_0} \right) + \frac{d}{h_0} \left(\left| \frac{\delta d}{d} \right| + \left| \frac{\delta h_0}{h_0} \right| \right) \right]$$

Bacha et al. [Bacha 2006] ont démontré que les mesures de force et de déplacement étaient influencées par l'élasticité de la machine et surtout les frottements entre l'échantillon et la matrice. Ils ont proposé d'utiliser un film de Téflon afin de diminuer le frottement. Cependant, il a été observé que le film de Téflon se détériorait assez rapidement. De ce fait, les essais sont effectués en plusieurs passes successives permettant de remplacer le film de Téflon entre chaque passe. Pour tenir compte de l'épaisseur de Téflon ainsi que de la compliance de la machine k, la mesure du déplacement est calculée tel que

$$d = (d_{\text{mesuré}} - kQ_{\text{mesurée}}) \left(1 - \frac{h_{\text{teflon}}}{h_0} \right) \quad (21)$$

Ils proposent de prendre en compte le frottement comme l'ont effectué Chovet et al. [Chovet 2002] :

$$Q = Q_{\text{mesurée}} / (1 + R)$$

$$\text{avec } R = \frac{\bar{m}}{12w_0h_0t_0} \left(\frac{w^3}{4} \ln \left(\frac{Z+2h}{Z-2h} \right) + 2h^3 \ln \left(\frac{Z+w}{Z-w} \right) + 2whZ + w^2t_0 \right) \text{ et } Z = \sqrt{w^2 + 4h^2} \quad (22)$$

où \bar{m} est le coefficient de frottement de Tresca compris entre 0 et 1

	Capteur	Calibrage	Incertitude
Déplacement	LVDT	0.01mm pour 10 mm de course	2% de la valeur lue + 3 μ m
Déformation			$\Delta\varepsilon < 3.3\%\varepsilon$
Force	Cellule de force	Effort maximal de 100kN	2% de la valeur lue + 50N
Contraintes σ			$\Delta\sigma < 3.3\%\sigma$

Tableau 38. Caractéristiques des mesures effectuées durant les essais de compressions planes

B.3. Préparation des échantillons

L'échantillon parallélépipédique est constitué de tôles de dimensions 10mmX9mmX1mm pour former un stratifié d'une épaisseur de 7mm. Les tôles sont collées ensemble avec de la colle cyanoacrylate (super glue) à prise rapide de telle façon à obtenir un parallélépipède dont les cotes et la planéité soient les plus parfaites possibles. L'échantillon peut être repris avec un papier abrasif P400 pour respecter ces conditions. Par la suite, l'échantillon est enveloppé dans un film de téflon de 8 couches afin de diminuer les frottements (**Figure 97**).

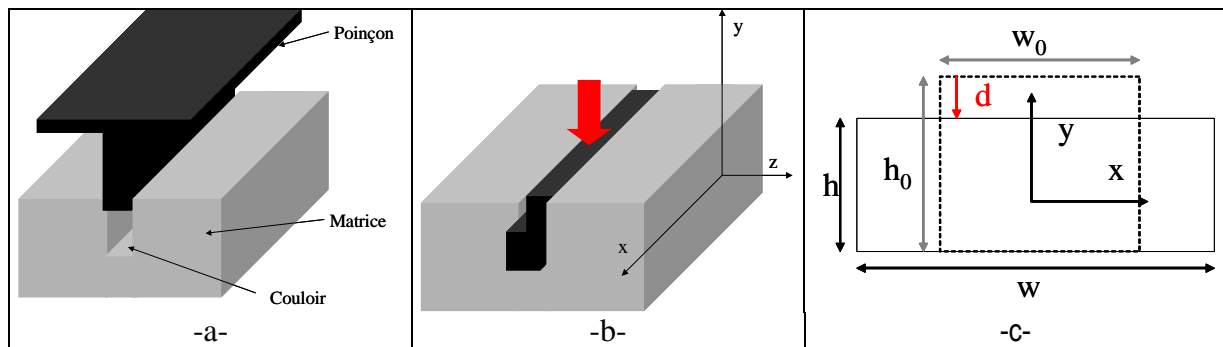


Figure 95. Principe de l'essai de compression plane.

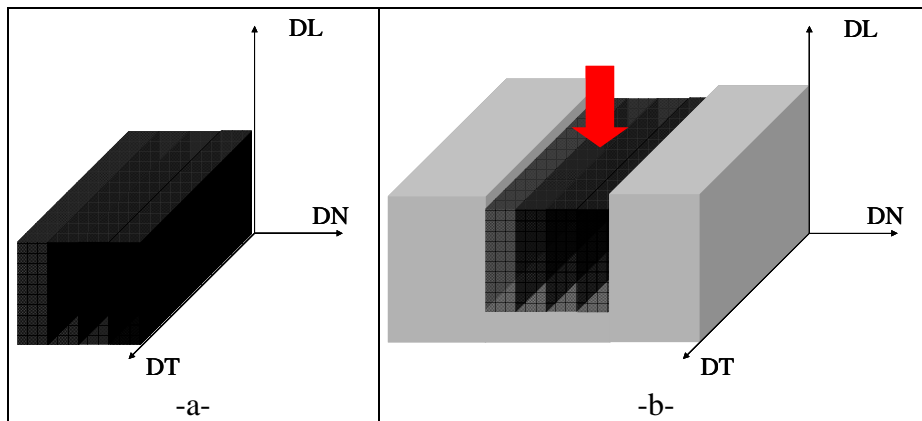


Figure 96. (a) Repère utilisé pour effectuer les essais de compression plane dans la direction DL, (b) Repère de la tôle.

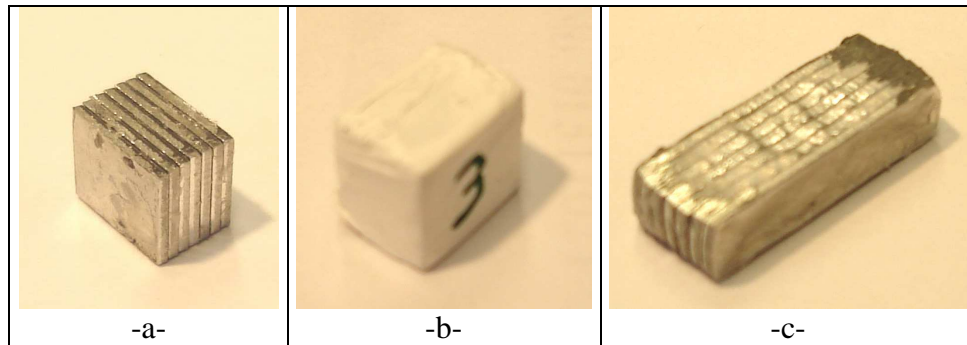


Figure 97. (a) Echantillon avant emballage dans le téflon, (b) Echantillon prêt à être comprimé, (c) Echantillon après compression de plus de 70% de déformation.

B.4. Essais

Les essais sont effectués sur les alliages 6016 et 6005 haut et bas manganèse à l'état T4 avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} à température ambiante (**Tableau 39**). Les courbes force/déplacement sont corrigées avec les relations (21) et (22). Le coefficient de frottement est pris égale à 0.02 comme l'a caractérisé Bacha et al. [Bacha, 2006], l'épaisseur de téflon à 0.3mm et la compliance de la machine k est évaluée à 0.011 mm/kN. Les essais de compression plane sont effectués en deux passes successives afin de diminuer l'influence du frottement. Au début des essais, une précharge des cubes de 5kN pour la première passe et de 20 kN pour la deuxième est effectuée pour éliminer le régime élastique (**Figure 98**). Les courbes force/déplacement sont alors transformées en courbes de contrainte/déformation.

Des essais de compression dans la direction de laminage et transverse ont été effectués pour examiner l'influence de l'anisotropie. Les alliages 6016 semblent être légèrement anisotropes en petite déformation (**Figure 99**). En effet, l'écrouissage des alliages 6016, en grande déformation, semble être identique dans les deux directions. Nous supposons trois causes à cette différence : une limite d'élasticité initiale différente en DL et en DT, une erreur de mesure due à la mauvaise précision de l'essai de compression plane en petite déformation ou un écrouissage cinématique. Brunet, Butuc et al. ([Brunet 2001], [Butuc, 2006]) donnent des coefficients de Lankford pour les alliages 6016 ainsi que la valeur des coefficients d'anisotropie leur correspondant (**Tableau 40**). En comparant la valeur de la contrainte équivalente de Hill pour un matériau isotrope ($F=G=H=0.5$) et celles obtenues avec les coefficients du Tableau 40 pour l'alliage 6016, on trouve que la différence est de moins de 3% pour les deux jeux de coefficients (**Tableau 40**). De plus, l'incertitude de mesure sur la contrainte σ_y permet de conclure que $\bar{\sigma}_{6016} \approx \bar{\sigma}_{\text{isotrope}}$ (**Tableau 38**). En effet, l'erreur effectuée sur la mesure de la contrainte est à peu près de 3% de la valeur calculée. Nous supposons donc que les différences expérimentales observées pour l'alliage 6016 entre les directions DL et DT sont plus dues à une erreur de l'essai près. Les alliages d'aluminium de la série 6016 étudiés à l'état T4 sont supposés donc quasi isotropes. De plus, nous rappelons que ces essais de compression plane permettent d'obtenir les lois de comportement pour simuler l'essai de pliage. Or, ces simulations sont effectuées en déformation plane dans le repère DL/DN. De ce fait, la légère anisotropie de l'alliage ne rentrera pas en ligne de compte. En ce qui concerne les alliages 6005, les courbes de compression dans la direction de laminage et transverse sont identiques en considérant l'incertitude de mesure sur la contrainte (**Figure 99**). On suppose donc que les alliages 6005 sont isotropes. De ce fait, la contrainte équivalente de von Mises sera utilisée par la suite en utilisant les résultats de compression dans la direction de laminage.

Les courbes de traction uniaxiale et de compression plane, déterminées dans la direction de laminage, sont alors utilisées pour déterminer la loi de comportement $\bar{\sigma} = f(\bar{\epsilon})$. On fait remarquer que les courbes de traction uniaxiale sont utilisées pour modéliser le début de la loi de comportement du fait

de la mauvaise précision de mesure en compression plane pour les petites déformations. Les étapes de création des lois de comportement sont les suivantes (**Figure 100**) :

- Suppression de la valeur de la déformation de la partie élastique, caractérisée en traction uniaxiale, aux courbes de traction et de première passe.
- Translation des courbes de « deuxièmes passes », des essais de compression, de la valeur correspondante à la déformation finale en fin de première passe
- Suppression de la partie des courbes où les effets du frottement sont trop visibles
- Translation de la courbe correspondante à la passe 2 de la valeur BA pour supprimer la déformation due à la partie élastique.
- Translation de cette même courbe de la valeur CB pour supprimer la déformation de restauration due au retour élastique à la fin de la passe 1
- Substitution du début de la courbe de la passe 1 OD par une partie de la courbe déterminée en traction uniaxiale jusqu'à la valeur de $\bar{\sigma}$ correspondant à 250MPa. Cette substitution est effectuée du fait de la meilleure précision de calcul en petite déformation pendant des essais de traction uniaxiale.
- Au final, translation des courbes de compression plane correspondantes à la passe 1 et 2 horizontalement de DE jusqu'à que la courbe de la passe 1 intercepte la courbe de traction. En effet, il peut exister une légère différence entre les courbes de traction et celles de compression plane due à la mauvaise précision en petite déformation de la compression plane.

Alliages	Direction de compression	Nombre de passes	Vitesse de déformation (s ⁻¹)	Température (°C)	Déformation en fin de passes
6016 T4	DT	1	10 ⁻²	25	0.45
6016 T4	DL	2	10 ⁻²	25	0.45
					0.57
6016 Ht Mn T4	DT	1	10 ⁻²	25	0.45
6016 Ht Mn T4	DL	2	10 ⁻²	25	0.47
					0.61
6005 T4	DT	1	10 ⁻²	25	0.45
6005 T4	DL	2	10 ⁻²	25	0.43
					0.55
6005 HT Mn T4	DT	1	10 ⁻²	25	0.42
6005 HT Mn T4	DL	2	10 ⁻²	25	0.34
					0.4

Tableau 39. Descriptif des essais de compression plane effectués.

Travaux	r ₀	r ₉₀	r ₄₅	F	G	H	$\bar{\sigma} / \bar{\sigma}_{\text{Hill}}$
[Brunet 2001]	0.70	0.68	0.71	0.61	0.59	0.41	1.027
[Butuc 2006]	0.80	0.61	0.43	0.72	0.55	0.44	0.998

Tableau 40. Valeurs des coefficients d'anisotropie de Lankford pour l'alliage 6016 T4, Comparaison entre la contrainte équivalente de von Mises et de Hill.

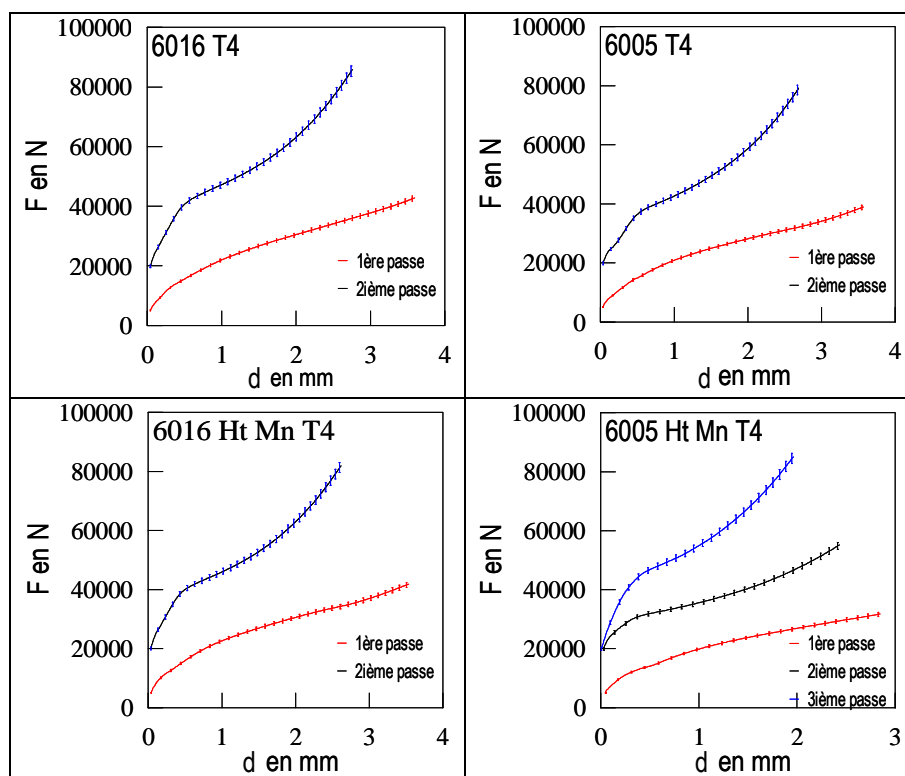


Figure 98. Courbes force/déplacement durant un essai de compression plane dans la direction DL avec les incertitudes de mesure sur la charge.

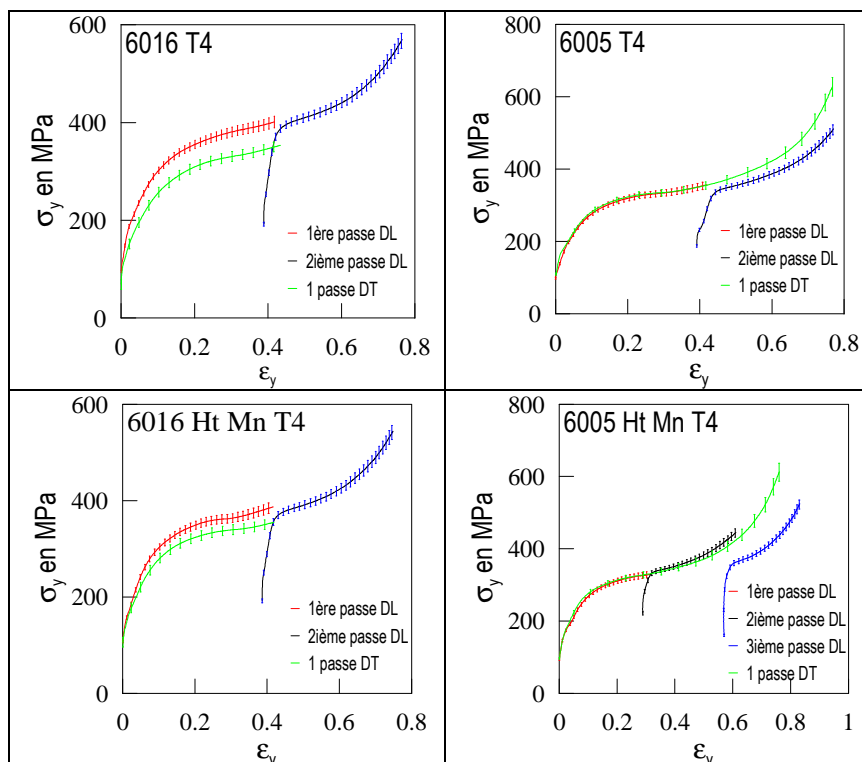


Figure 99. Courbes expérimentales contrainte σ_y /déformation ϵ_y durant un essai de compression plane avec les incertitudes de mesure sur la contrainte, Comparaison entre des essais dans la direction DL et DT.

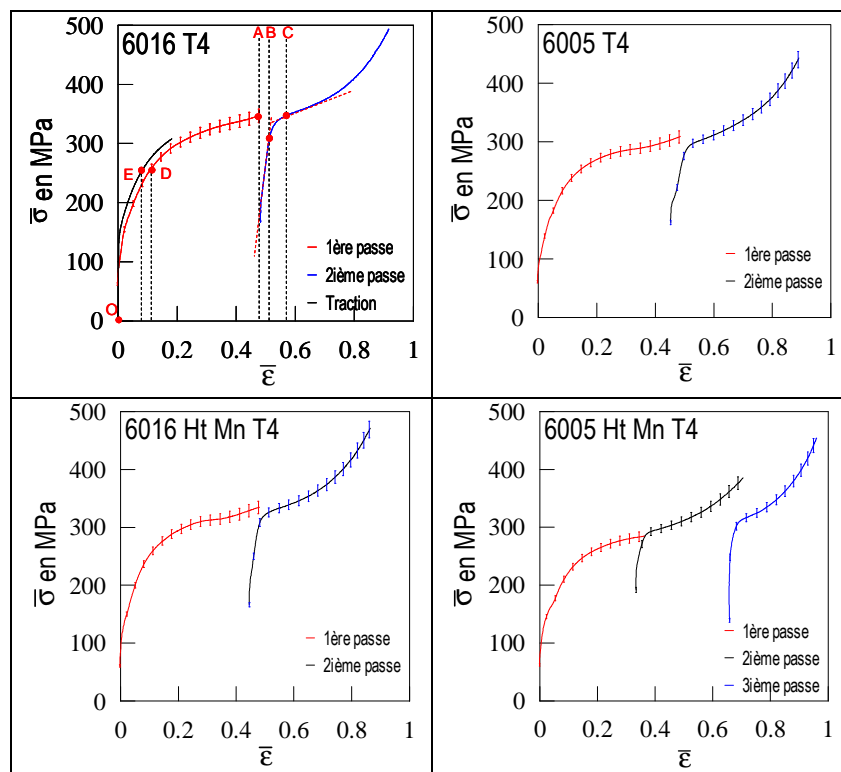


Figure 100. Courbes expérimentales contrainte $\bar{\sigma}$ /déformation $\bar{\epsilon}$ durant un essai de compression plane dans la direction DL avec les incertitudes de mesure sur la contrainte.

ANNEXE C.

Caractérisation de la texture par EBSD

C.1. Principe du microscope électronique à balayage (MEB)

Le MEB est un microscope fonctionnant sur la base de l'interaction entre la matière et un faisceau électronique. On envoie un faisceau d'électrons sur le matériau à analyser qui va à son tour expulser des électrons.

Il est constitué principalement d'un canon à électrons et de lentilles magnétiques en amont, et d'un appareillage permettant d'analyser les électrons expulsés (**Figure 101**). Il doit être également utilisé avec une chambre permettant de faire un vide de 10^{-5} à 10^{-6} mbar. La surface des échantillons analysés doit être bien sûr conductrice.

Le MEB permet une analyse topographique de la surface de l'échantillon à l'aide des électrons secondaires, une analyse chimique grâce aux électrons rétrodiffusés et une analyse de l'orientation cristalline des grains à l'aide de la diffraction des électrons rétrodiffusés.

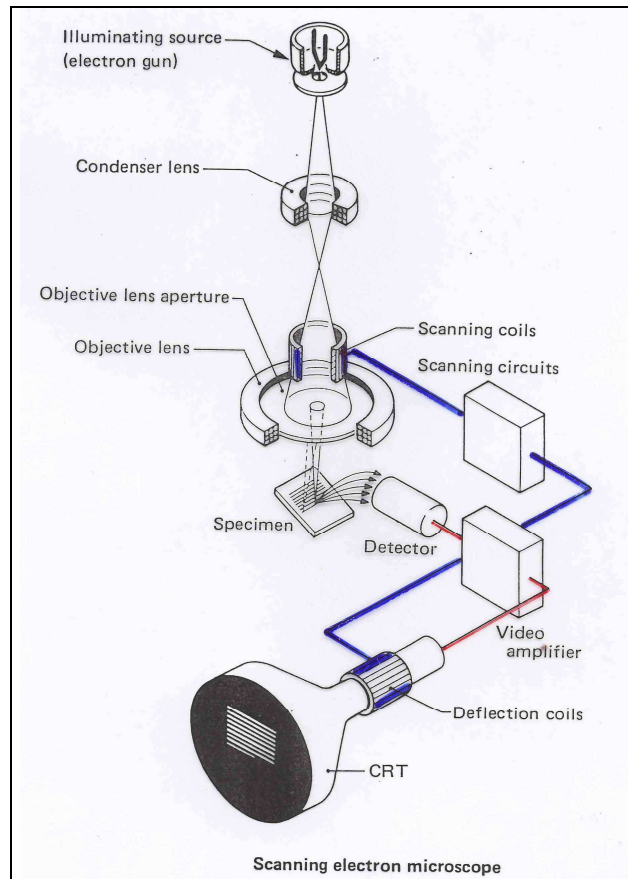


Figure 101. Principe de fonctionnement du MEB (Documentation JEOL).

C.2. Principe de l'analyse de l'orientation cristalline par EBSD [Pouchou, 2004]

- Matériel et méthodes

L'analyse EBSD est une technique permettant d'analyser les réseaux cristallographiques locaux en utilisant la diffraction des électrons rétrodiffusés. L'appareillage nécessaire à cette analyse est :

- Un faisceau localisé d'électrons avec une énergie suffisante entre 15 et 30 keV.
- Un échantillon cristallin avec une surface extrêmement plane.
- Un détecteur EBSD constitué d'un écran fluorescent et d'une caméra CCD.

- Principe

L'analyse EBSD reposant sur la diffraction des électrons, il a été montré que l'échantillon doit être tilté de 70° par rapport au faisceau d'électrons pour obtenir un bon compromis entre la diffraction et la limitation des effets de rugosité.

Le bombardement de l'échantillon ainsi tilté va permettre à une partie des électrons incidents d'être rétrodiffusés et pour certains de subir une diffraction de Bragg d'angle τ sur certaines familles de plans cristallins tel que

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin(\tau) \text{ avec } E = hc / \lambda \quad (23)$$

où n est l'ordre de diffraction, λ est la longueur d'onde des électrons qui va dépendre de la tension d'accélération utilisée E et d est la distance inter-réticulaire de la famille de plans. La tension d'accélération E est reliée à λ grâce à la constante de Planck h et la vitesse de la lumière c .

La formation sur un écran phosphore des cônes de Kossel et des bandes de Kikuchi est alors possible (**Figure 102**). La transformée de Hough est alors utilisée pour caractériser la position des bandes de Kikuchi. Nous reprenons ici la définition de la transformée de Hough que donne Barou dans [Barou, 2009]. La transformation de Hough permet de passer du système de coordonnées (x, y) du réseau de diffraction à un système (ρ, θ) , appelé espace de Hough, à l'aide de l'équation (24).

$$\rho = x \cos(\theta) + y \sin(\theta) \quad (24)$$

La propriété principale de cette transformation est qu'elle change une droite de l'espace (x, y) en un point dans l'espace (ρ, θ) . En effet, une droite dans l'espace (x, y) est caractérisée par la longueur ρ de la normale passant par l'origine et par l'angle θ entre cette normale et l'axe x . Cette droite est donc représentée par un simple point dans l'espace (ρ, θ) (**Figure 103**). En considérant l'ensemble des droites passant par chaque point, cette propriété permet de tracer des sinusoides dans l'espace de Hough. De ce fait, les intersections entre les sinusoides correspondent à une droite dans l'espace (x, y) . Pour chaque point du diagramme de Kikuchi, la sinusoïde correspondante peut être tracée et la somme, en chaque cellule de l'espace (ρ, θ) , des niveaux de gris de toutes les sinusoïdes passant par cette cellule peut être faite. Les bandes de diffraction vont ainsi être représentées par des points lumineux dans l'espace de Hough. Ces points peuvent alors être détectés et utilisés pour calculer la position des bandes. Chaque bande correspondra à un plan cristallin. Les angles entre les plans produisant les bandes de Kikuchi détectées peuvent ainsi être calculés. La mesure de ces angles permettra de définir les axes de zones du cristal et de définir son orientation cristalline. Cette technique d'observation est appelée une projection gnomonique.

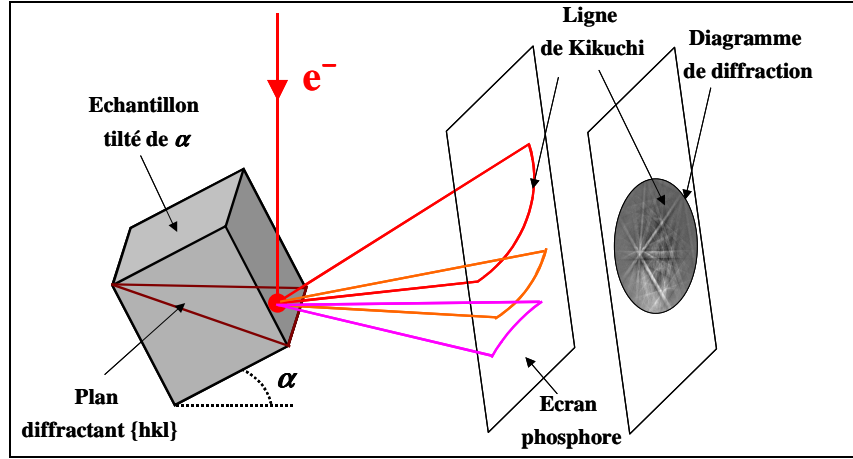


Figure 102. Diffraction du faisceau électronique et formation des lignes de Kikuchi.

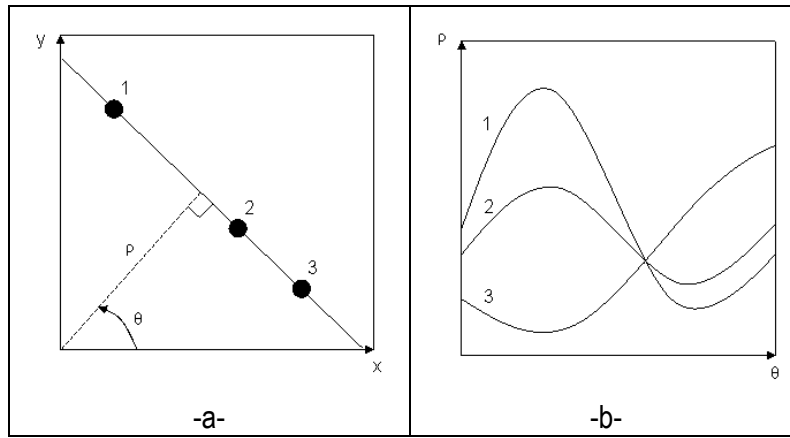


Figure 103. (a) Définition d'une droite dans le système (x, y) par les paramètres (ρ, θ) , (b) Représentation des points de la droite dans l'espace de Hough (Schémas Oxford Instruments).

- Orientations cristallographiques

La définition des orientations cristallographiques a été expliquée par Maurice [Maurice 1994]. L'orientation cristalline des grains correspond à l'orientation de directions remarquables du réseau par rapport aux directions principales de l'échantillon (**Figure 104**). Soit un repère outil \underline{O} défini par les directions de laminage DL, transverse DT et normale DN et un repère cristallin \underline{C} défini par un réseau cristallographique CFC et les directions remarquables $([100], [010], [001])$. L'orientation cristalline est définie par une matrice de rotation \underline{g} permettant de passer du repère outil au repère cristallin telle que :

$$\underline{C} = \underline{g}\underline{O}$$

$$\begin{bmatrix} [100] \\ [010] \\ [001] \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} DL \\ DT \\ DN \end{bmatrix} \quad (25)$$

Pour définir cette matrice de rotation, les angles d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) sont généralement utilisés, avec la convention de Bunge [Bunge 1969] (**Figure 105**), telle que

$$g = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 - \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & -\cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{pmatrix} \quad (26)$$

L'angle φ_1 permet d'effectuer une rotation du repère (DN, DL, DT) autour de l'axe DN tel que

$$\begin{pmatrix} X' \\ Y' \\ DN \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} DL \\ DT \\ DN \end{pmatrix} \quad (27)$$

L'angle ϕ permet d'effectuer une rotation du repère (X', Y', DN) autour de l'axe X' tel que

$$\begin{pmatrix} X' \\ Y'' \\ [001] \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \phi & \sin \phi \\ 0 & -\sin \phi & \cos \phi \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X' \\ Y' \\ DN \end{pmatrix} \quad (28)$$

Enfin, l'angle φ_2 permet d'effectuer une rotation du repère ($X', Y'', [001]$) autour de l'axe $[001]$:

$$\begin{pmatrix} [100] \\ [010] \\ [001] \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X' \\ Y'' \\ [001] \end{pmatrix} \quad (29)$$

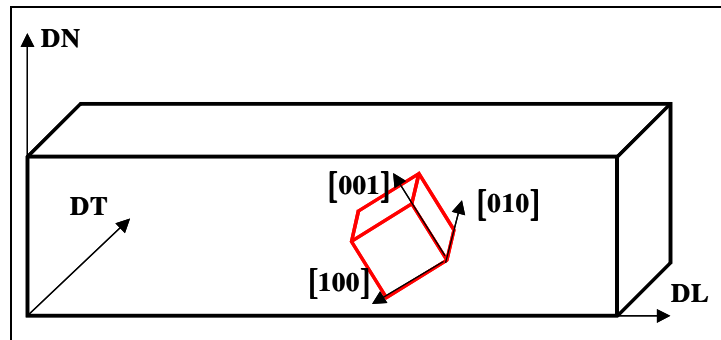


Figure 104. Description des repères outils et cristallographiques.

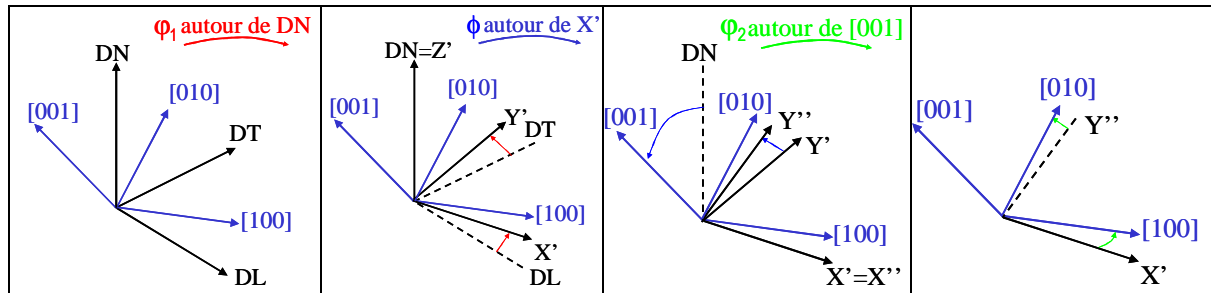


Figure 105. Passage du repère outil au repère cristallin par les angles d'Euler selon la convention de Bunge.

Une orientation cristalline donnée $(hkl)\langle uvw \rangle$ peut être définie par ses indices de Miller tels que (hkl) corresponde à la normale au plan $\{hkl\}$ et $\langle uvw \rangle$ correspond à la direction de glissement. Par exemple la texture Goss se définit par un ensemble d'orientation cristalline $(011)\langle 100 \rangle$.

- Projection stéréographique : Figures de pôles

La projection stéréographique par figure de pôle consiste à projeter l'orientation des cristaux par rapport au repère outil (**Figure 106**). Par exemple, la formation de la figure de pôle $\{111\}$ consiste à projeter le plan cristallin $\{111\}$ de chaque grain dans le plan (DT, DL).

Par exemple, pour retrouver la texture Goss sur une figure de pôle $\{111\}$:

- Le cristal cubique est tourné de façon à ce que la direction $\langle 100 \rangle$ soit parallèle à la direction de laminage.
- La normale aux plans (111) est projetée sur les plans (011) .
- Le prolongement de cette projection est tracé jusqu'à percer la sphère de projection stéréographique.
- L'intersection entre la droite reliant ce point, pôle de projection, et le cercle de projection correspond à la trace du plan (011) .

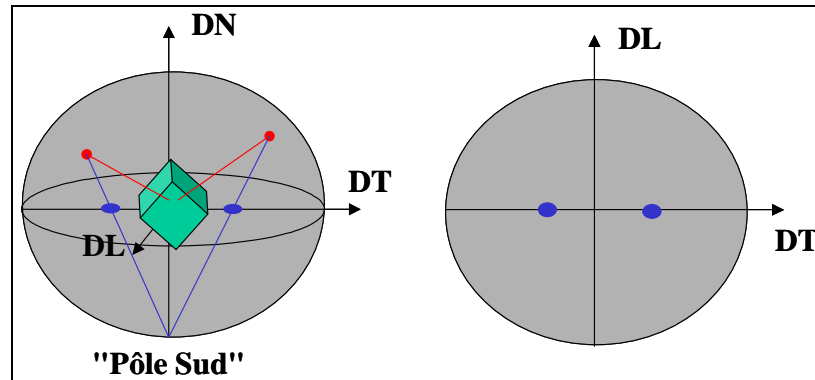


Figure 106. Construction d'une figure de pôle directe.

ANNEXE D.

Protocole de préparation des échantillons EBSD

La caractérisation par EBSD de structure cristalline nécessite des échantillons parfaitement plan. De ce fait, les échantillons subissent toute une procédure de polissage synthétisée sur la Figure 107. Un traitement thermique de restauration est effectué sur les échantillons déformés pour éliminer l'écrouissage des grains et améliorer la qualité des résultats EBSD. Les paramètres utilisés avec des alliages d'aluminium 6xxx sont résumés dans le Tableau 41 pour le polissage électrolytique et le Tableau 42 pour le traitement de restauration.

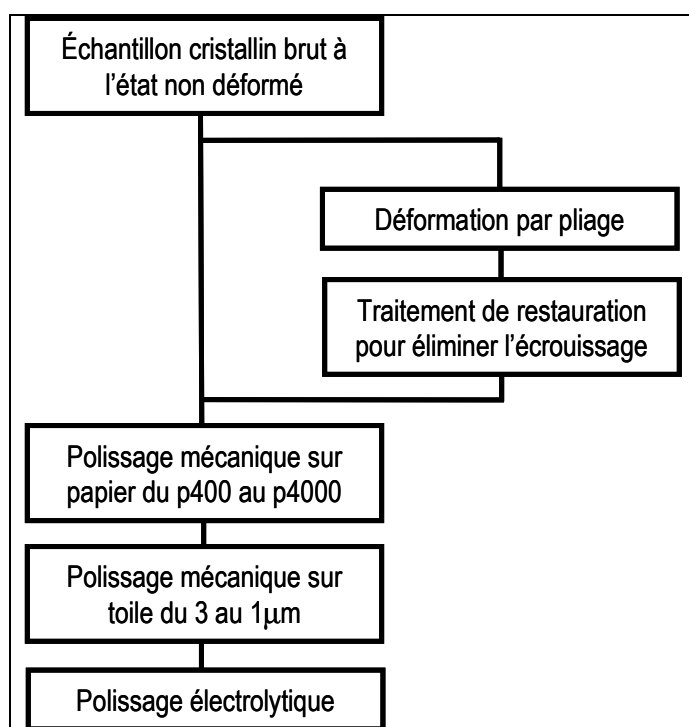


Figure 107. Procédure de polissage pour obtenir un échantillon cristallin plan.

Solution chimique	Température	Voltage
Solution Struers A2I	0°C	18V

Tableau 41. Paramètres utilisés pour le polissage électrolytique.

Milieu	Température	Temps
Bain d'huile silicone fluide	160°C	15min

Tableau 42. Paramètres utilisés pour le traitement de restauration.

ANNEXE E.

Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains

Nous avons mis au point un protocole permettant de mesurer la déformation et la rotation des grains durant un essai de pliage par la mesure des orientations cristallines en EBSD. Un descriptif complet de ce protocole est présenté dans cette annexe et un résumé des étapes est donné sur la Figure 108 :

- Utilisation de l'EBSD pour caractériser l'orientation cristalline pixel par pixel.
- Détection des joints de grains avec un critère de désorientation cristalline de 5° avec le logiciel Channel5 α et le logiciel de A. Guillotin β (**Tableau 43 et Tableau 44**). Le logiciel Channel5 a été utilisé car il permet d'obtenir les longueurs de Ferret et leur direction pour chaque grain. Le Logiciel de A. Guillotin a été utilisé car il permet d'obtenir un numéro d'identification Pixel/Grain rendant plus facile la reconstruction des grains par la suite pour les cartographies de déformations et de rotation. Cependant, il existe un problème de détection de certains grains entre Channel 5 et logiciel A. Guillotin du fait d'images contenant beaucoup de points non indexés. De ce fait, une comparaison des informations sur les grains entre les deux méthodes de détection est effectuée par un critère de surface et d'orientations cristallines.
 - Si $\alpha = \beta$, l'identification pixel/grain est récupérée
 - Si $\alpha \neq \beta$, la détection par β n'est pas prise en compte

	Logiciel Channel5	Logiciel A. Guillotin
Numéro d'identification	Oui	Oui
Numéro d'identification pixel/grain	Non	Oui
Coordonnées	Oui	Oui
Orientation cristalline	Oui	Oui

Tableau 43. Informations collectées par pixel avec les deux logiciels utilisés.

	Logiciel Channel5	Logiciel A. Guillotin
Numéro d'identification	Oui	Oui
Coordonnées du centre d'inertie	Oui	Non
Orientation cristalline moyenne	Oui	Oui
Longueur de Ferret	Oui	Non
Direction longueur de Ferret	Oui	Non
Surface	Oui	Oui

Tableau 44. Informations collectées par grain avec les deux logiciels utilisés.

- Mesure de la différence de rotation de corps solide $\beta_{\text{déso}}$ entre la direction de Ferret maximale de chaque grain et la direction de Ferret maximale du grain si le pliage est un mode de flexion pure. Le pliage en mode flexion pure signifie que la direction de Ferret maximale est orthogonale au rayon de courbure de la tôle (**Figure 109**)
 - Passage d'un repère cartésien à un repère cylindrique (r, θ) tel que

$$r = \sqrt{X^2 + Y^2} \text{ et } \theta = a \tan\left(\frac{Y}{X}\right) \quad (30)$$

Où X et Y sont les coordonnées cartésiennes du centre d'inertie de chaque grain dans le système $(C, \underline{u}, \underline{v})$. Le point C correspond au centre du cercle de rayon égal au rayon de courbure externe. Les vecteurs \underline{u} et \underline{v} correspondent respectivement aux directions horizontale et verticale des cartographies EBSD.

- Calcul de la différence de rotation minimale entre le grain en flexion pure et le grain expérimental en tenant compte des symétries. L'angle α_{flex} correspond à l'angle entre l'horizontale et la direction de la longueur de Feret maximale en mode flexion pure. L'angle $\alpha_{\text{mesuré}}$ correspond à l'angle entre l'horizontale et la direction de la longueur de Feret maximale expérimentale.

$$\text{Si } \theta \geq \alpha_{\text{flex}} \text{ alors } \theta = \alpha_{\text{flex}} + \frac{\pi}{2} \text{ et } \beta_{\text{déso}} = \left| \theta - \alpha_{\text{mesuré}} - \frac{\pi}{2} \right|$$

$$\text{Si } \theta \leq \alpha_{\text{flex}} \text{ alors } \alpha_{\text{flex}} = \theta + \frac{\pi}{2} \text{ et } \beta_{\text{déso}} = \left| \alpha_{\text{mesuré}} - \theta - \frac{\pi}{2} \right|$$

- Mesure des déformations de chaque grain (**Figure 110a**)

$$\varepsilon_{xx} = \log\left(\frac{a}{a_0}\right) \text{ et } \varepsilon_{yy} = \log\left(\frac{b}{b_0}\right) \quad (31)$$

où a_0, b_0 sont respectivement les diamètres de Ferret maximal et minimal des grains avant pliage. a, b correspondent aux mêmes grandeurs après pliage.

L'hypothèse selon laquelle les grains sont en déformation plane avec conservation du volume a été faite telle que

$$\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} = 0 \text{ donc } \varepsilon_{xx} = \log\left(\frac{a}{b} \frac{b_0}{a_0}\right) = \left(\frac{1}{2}\right) \left(\log\left(\frac{a}{b}\right) + \log\left(\frac{b_0}{a_0}\right) \right) \quad (32)$$

Les grains sont supposés initialement équiaxes donc

$$\varepsilon_{xx} = \left(\frac{1}{2}\right) \log\left(\frac{a}{b}\right) \quad (33)$$

Le calcul de la déformation plastique de von Mises peut être exécuté tel que

$$\bar{\varepsilon} = \left(\frac{1}{\sqrt{3}}\right) * |\log(\lambda)| \text{ avec } \lambda \text{ le ratio d'aspect du grain tel que } \frac{a}{b} \quad (34)$$

- Reconstruction des cartographies

- Identification du couple pixels/grain par un critère spatial (frontière) et de désorientation cristalline sachant que le pixel est connu par son positionnement (**Figure 110b**). Pour cela, l'équation cartésienne de chaque ellipse (grain) est déterminée. Le calcul de l'angle θ_d entre l'axe maximal de l'ellipse et l'axe C_gP est effectué tel que

$$\theta_p = a \tan\left(\frac{y}{x}\right) \text{ et } \theta_d = \theta_p - \theta_e \quad (35)$$

où x et y représentent les coordonnées cartésiennes des pixels dans le repère (C_g , \underline{u} , \underline{v}). Le point C_g correspond au centre de l'ellipse.

La position r du pixel en coordonnées cylindriques est déterminée telle que

$$r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (36)$$

La position du pixel (a_p , b_p) dans le repère de l'ellipse (C_g , $\underline{a_e}$, $\underline{b_e}$) est déterminée. Les paramètres a_e et b_e correspondent respectivement aux demi-longueurs maximale et minimale de l'ellipse.

$$a_p = r \cos(\theta_d) \text{ et } b_p = r \sin(\theta_d) \quad (37)$$

L'équation de l'ellipse est donnée telle que

$$\left(\frac{a}{a_e}\right)^2 + \left(\frac{b}{b_e}\right)^2 = 1 \quad (38)$$

où a et b correspondent aux coordonnées des points dans le repère de l'ellipse.

L'appartenance du pixel, de coordonnées (a_p , b_p) dans le repère de l'ellipse, à l'ellipse peut être examinée telle que

$$\begin{aligned} \left(\frac{a_p}{a_e}\right)^2 + \left(\frac{b_p}{b_e}\right)^2 &\leq 1 \text{ alors le pixel appartient à cette ellipse} \\ \left(\frac{a_p}{a_e}\right)^2 + \left(\frac{b_p}{b_e}\right)^2 &> 1 \text{ alors le pixel n'appartient pas à cette ellipse} \end{aligned} \quad (39)$$

- Création d'un fichier matrice pour visualiser les cartographies à l'aide du logiciel ImageJ où chaque terme correspond à une valeur du paramètre calculé et où sa position dans la matrice correspond aux coordonnées spatiales du pixel.

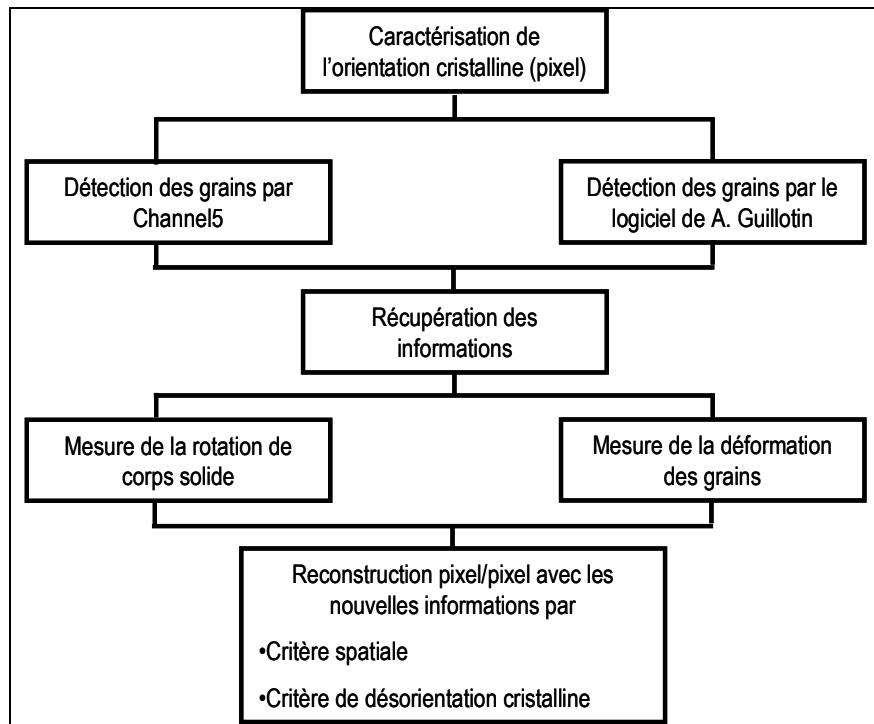


Figure 108 . Etapes de caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation locale des grains.

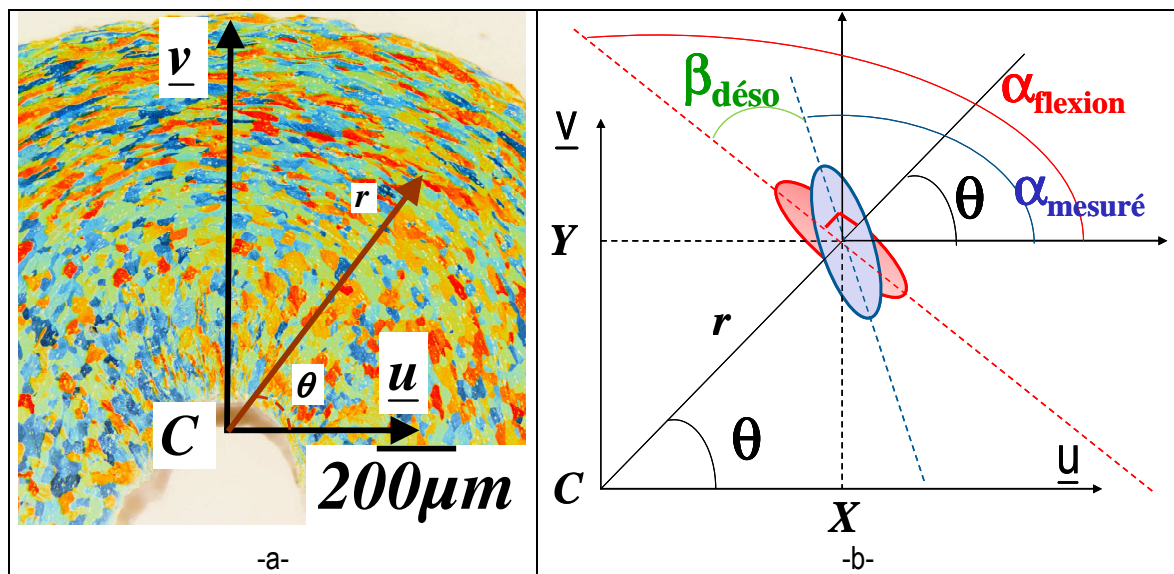


Figure 109. Mesure de la rotation de corps solide (a) Repère cylindrique utilisé (b) Schéma de calcul de la différence de rotation $\beta_{\text{déso}}$.

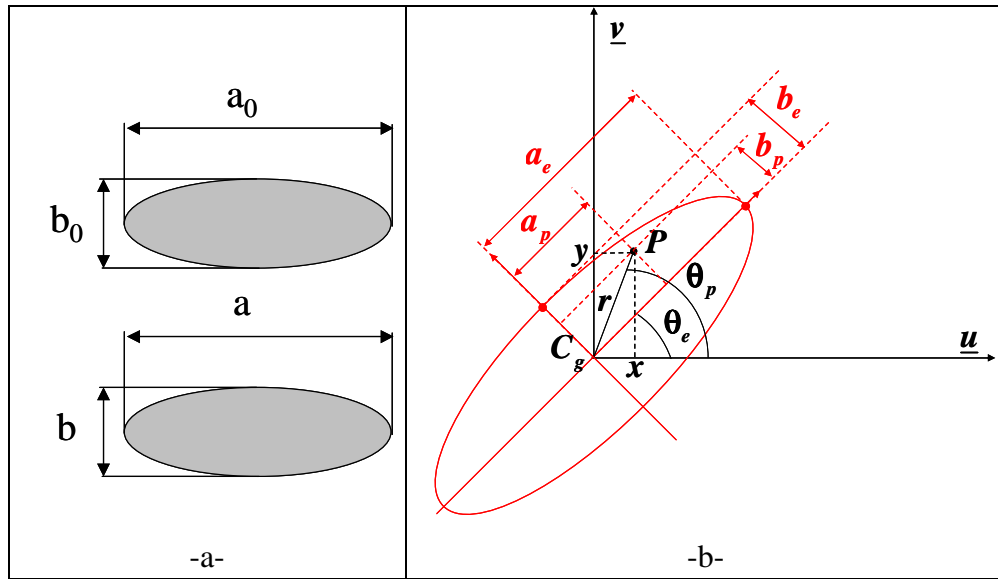


Figure 110. Détection d'un grain en forme d'ellipse.

Le programme permettant la création des fichiers résultats est le suivant :

```
#include <stdio.h>
#include <float.h>
#include <ctype.h>
#include <stdlib.h>
#include <string.h>
#include <math.h>
#include <stdlib.h>
#include <time.h>
// #include <csdlib>
// #include <conio.h>

#define PI 3.1415926535898
#define RAD(x) (PI * (x) / 180.0)
#define DEG(x) (180.0 * (x) / PI)

#define RADIANT( E ) { \
    E.phi1 *= PI/180.0 ; \
    E.PHI  *= PI/180.0 ; \
    E.phi2 *= PI/180.0 ; \
}

#define DEGRE( E ) { \
    E.phi1 *= 180.0/PI ; \
    E.PHI  *= 180.0/PI ; \
    E.phi2 *= 180.0/PI ; \
}

//double **def_matrix(int xtaille, int ytaille)
//{
//    //double **c;
//    //int r;
//
//    //c = (double**)malloc(sizeof(double)*xtaille);
//    //for (r = 0 ; r < xtaille ; r++)
//    //{
//        //c[r] = (double*)malloc(sizeof(double)*ytaille);
//    //}
//    //return c;
//}

//double *def_tableau(int xtaille)
//{
//    double *c;
```

ANNEXE E

Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains

```
//                                c = (double*)malloc(sizeof(double)*xtaille);
//                                //return c;
//}

/**** QUATERNION ****/
typedef struct
{
    double rho, lambda, mu, nu;
} QUATERNION;

/**** EULER ****/
typedef struct
{
    double phi1, PHI, phi2;
} EULER;

typedef struct {
    double h,k,l,u,v,w;
} MILLER;

/*****/
/**** PHIL_Q *****/
/*****/
/* Transformation Angles d'Euler (radians) ---> Quaternion */
void PHI_Q(EULER *E, QUATERNION *Q)
{
    Q->rho = cos(0.5 * E->PHI) * cos(0.5 * (E->phi1 + E->phi2));
    Q->lambda = sin(0.5 * E->PHI) * cos(0.5 * (E->phi1 - E->phi2));
    Q->mu = sin(0.5 * E->PHI) * sin(0.5 * (E->phi1 - E->phi2));
    Q->nu = cos(0.5 * E->PHI) * sin(0.5 * (E->phi1 + E->phi2));
}

/*****/
/**** Q_PHI *****/
/*****/
/* Transformation Quaternion ---> Angles d'Euler (radians) */
void Q_PHI(QUATERNION *Q, EULER *E)
{
    E->phi1 = atan2(Q->nu, Q->rho) - atan2(-Q->mu, Q->lambda);
    E->PHI = 2 * atan2(sqrt(Q->lambda*Q->lambda + Q->mu*Q->mu), sqrt(Q->rho*Q->rho + Q->nu*Q->nu));
    E->phi2 = atan2(Q->nu, Q->rho) + atan2(-Q->mu, Q->lambda);

    if(E->phi1 < 0.0) E->phi1 += 2*PI;
    if(E->phi2 < 0.0) E->phi2 += 2*PI;
}

/*****/
/**** MILLER_Q *****/
/*****/
void MILLER_Q(MILLER *M, QUATERNION *Q) {
    double g[3][3],m,n;
    double theta,r1,r2,r3;

    m = sqrt(M->h*M->h + M->k*M->k + M->l*M->l);
    n = sqrt(M->u*M->u + M->v*M->v + M->w*M->w);

    g[0][0] = M->u/n ; g[1][0] = M->v/n ; g[2][0] = M->w/n;
    g[0][2] = M->h/m ; g[1][2] = M->k/m ; g[2][2] = M->l/m;
    g[0][1] = g[1][2]*g[2][0] - g[2][2]*g[1][0];
    g[1][1] = g[2][2]*g[0][0] - g[0][2]*g[2][0];
    g[2][1] = g[0][2]*g[1][0] - g[1][2]*g[0][0];

    theta = acos( (g[0][0] + g[1][1] + g[2][2] - 1.) / 2. );
    if(sin(theta) != 0.0) {
        r1 = (g[2][1] - g[1][2])/(2*sin(theta));
        r2 = (g[0][2] - g[2][0])/(2*sin(theta));
        r3 = (g[1][0] - g[0][1])/(2*sin(theta));
    } else {
        r1 = sqrt( (g[0][0] + 1.)/2. );
        r2 = sqrt( (g[1][1] + 1.)/2. );
    }
}
```

ANNEXE E

Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains

```

        r3 = sqrt( (g[2][2] + 1.)/2. );
    }

    Q->rho = cos(theta/2);
    Q->lambda = r1*sin(theta/2);
    Q->mu = r2*sin(theta/2);
    Q->nu = r3*sin(theta/2);
}

/*****
/***** MULT_Q *****/
/*****
/* Multiplication de deux Quaternions Qa x Qb = Qres*/
void MULT_Q( QUATERNION *A , QUATERNION *B , QUATERNION *RES )
{
    RES->rho = A->rho * B->rho - A->lambda * B->lambda - A->mu * B->mu - A->nu * B->nu;
    RES->lambda = A->rho * B->lambda + A->lambda * B->rho + A->mu * B->nu - A->nu * B->mu;
    RES->mu = A->rho * B->mu - A->lambda * B->nu + A->mu * B->rho + A->nu * B->lambda;
    RES->nu = A->rho * B->nu + A->lambda * B->mu - A->mu * B->lambda + A->nu * B->rho;
}

/*****
/***** INV_Q *****/
/*****
/* Calcul du quaternion (de rotation) inverse, ce quaternion est donc unitaire. : Q --> Qinv) */
void INV_Q(QUATERNION *Q, QUATERNION *Qinv)
{
    Qinv->rho = Q->rho / ( Q->rho*Q->rho + Q->lambda*Q->lambda + Q->mu*Q->mu + Q->nu*Q->nu )*/ ;
    Qinv->lambda = Q->lambda * -1 ;
    Qinv->mu = Q->mu * -1 ;
    Qinv->nu = Q->nu * -1;
}

/*****
/***** DESO ANGLE *****/
/*****
double DesoAngle(QUATERNION *A, QUATERNION *B) {
    double dum,ro1,ro2,ro3,romax=0.0,Q[4];
    int i,j;

    /*Q = B * transp(A);*/
    Q[0] = fabs( B->rho*A->rho + B->lambda*A->lambda + B->mu*A->mu + B->nu*A->nu );
    Q[1] = fabs( -B->rho*A->lambda + B->lambda*A->rho - B->mu*A->nu + B->nu*A->mu );
    Q[2] = fabs( -B->rho*A->mu + B->mu*A->rho + B->lambda*A->nu - B->nu*A->lambda );
    Q[3] = fabs( -B->rho*A->nu + B->nu*A->rho - B->lambda*A->mu + B->mu*A->lambda );

    for(i=0 ; i<4 ; i++) {
        for(j=i+1 ; j<4 ; j++) {
            if(Q[i] < Q[j]) {dum=Q[i] ; Q[i]=Q[j] ; Q[j]=dum;}
        }
    }

    ro1 = Q[0];
    if(ro1 >= romax) romax=ro1;

    ro2 = 1./sqrt(2.0) * (Q[0] + Q[1]);
    if(ro2 >= romax) romax=ro2;

    ro3 = 0.5 * (Q[0] + Q[1] + Q[2] + Q[3]);
    if(ro3 >= romax) romax=ro3;

    //printf("\nromax=%f",romax);

    return (2*acos(romax))*180./PI;
}
#define r2 0.70710678118655

/***** MAIN *****/
int main(int argc,char **argv)
{
    int bc_pixel, bs_pixel, status_pixel,INDEX, nbvoisin, INDEX_plie, nbvoisin_plie, INDEX_pixel,INDEX_pixel_grain,
    Phase_pixel;
    double y_flex,epsilon_flexion,

```


ANNEXE E

Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains

```
epaisseur,rayon_courbure_neutre,rayon_flexion,desoangle_m,desoangle_m_opt,test_ellipse,x_ellipse,y_ellipse,rayon_ellipse,theta_m,theta_c,slope_plie_r,
a_m,b_m,rayon_max,rayon_min,Aspect_ratio_plie_opt,deos,deso_opt,diff_phi1,diff_PHI,diff_phi2,x_max_grain,
y_max_grain,x_min_grain,y_min_grain,desorientation_sol,desorientation_sol_opt,test_cond,x_max_pixel,y_max_pixel,x_double,
y_double,rap,ferret_max_plie,ferret_min_plie,e_bar,deso,diff_y,perimetre,angle,diff_area,diff_area_ant,rayon_courbure_interne_approx,rayon,
x_pixel,y_pixel,Area_plie,diameter_plie,Area_max_plie,x_centre_plie,facteur_forme_moyen,rayon_courbure,decalage_y_plie,rapport_plie,
Aspect_ratio_plie,slope_plie,x_plie,y_plie,x_bis_plie,y_bis_plie,misorientation_plie,cosinus,sinus,cos_opt,sin_opt,
diff_phi1_opt,diff_PHI_opt,diff_phi2_opt;
float mad_pixel;
EULER E2,E3;
QUATERNION Q2,Q3;
FILE* f;
FILE* f1;
FILE* f_plie;
FILE* fptr;
FILE* fptr_plie;
FILE* fchange;
FILE* fchange_plie;
FILE* fresultat1;
FILE* fresultat2;
FILE* fresultat3;
FILE* fresultat4;
FILE* fresultat5;
char *fichier1,*fichier_plie,temp,tempc,Phase_plie[11],dataset_plie[6];
unsigned long finnom,finnom_r,finnom_plie,finnom_e,finnom_i,finnom_o;

fichier_plie=argv[1];
fichier1=argv[2];
x_centre_plie=480.00;
rayon_courbure=1350.00;
decalage_y_plie=0.00;
facteur_forme_moyen=1.00;
epaisseur=890.00;

/* Ouverture du fichier texte */
fptr_plie = fopen(fichier_plie,"r");
/* recherche de la fin du nom du fichier -> finnom */
finnom = 0;
while (fichier_plie[finnom] != '\0')
{
    finnom++;
}

/* recherche de la fin du nom du fichier -> finnom_e */
finnom_e = 0;
while (fichier_plie[finnom_e] != '\0')
{
    finnom_e++;
}

/* Ouverture du fichier texte */
f1 = fopen(fichier1,"r");

finnom_i = 0;

while (fichier1[finnom_i] != '\0')
{
    finnom_i++;
}

/* création du fichier de sortie type Van Houtte */
fichier1[finnom_i+5] = '\0';
fichier1[finnom_i+4] = 't';
fichier1[finnom_i+3] = 'x';
fichier1[finnom_i+2] = 't';
fichier1[finnom_i+1] = '.';
fichier1[finnom_i] = 'a';
fichier1[finnom_i-1] = 'c';
```

```

        fichier1[finnom_i-2] = 'o';
        fichier1[finnom_i-3] = 'l';
        fichier1[finnom_i-4] = ' ';
        resultat3 = fopen(fichier1,"wt");

finnom_o = 0;

        while (fichier1[finnom_o] != '\0')
        {
                finnom_o++;
        }

/* création du fichier de sortie type Van Houtte */
        fichier1[finnom_o+5] = '\0';
        fichier1[finnom_o+4] = 't';
        fichier1[finnom_o+3] = 'x';
        fichier1[finnom_o+2] = 't';
        fichier1[finnom_o+1] = '.';
        fichier1[finnom_o] = 'o';
        fichier1[finnom_o-1] = 'f';
        fichier1[finnom_o-2] = 'e';
        fichier1[finnom_o-3] = 'd';
        fichier1[finnom_o-4] = '_';
        resultat4 = fopen(fichier1,"wt");

/* recherche de la fin du nom du fichier -> finnom */
        finnom = 0;
        while (fichier1[finnom] != '\0')
        {
                finnom++;
        }

/* création du fichier de sortie type Van Houtte */
        fichier1[finnom+5] = '\0';
        fichier1[finnom+4] = 't';
        fichier1[finnom+3] = 'x';
        fichier1[finnom+2] = 't';
        fichier1[finnom+1] = '.';
        fichier1[finnom] = 'u';
        fichier1[finnom-1] = 'n';
        fichier1[finnom-2] = 'i';
        fichier1[finnom-3] = 's';
        fichier1[finnom-4] = '_';
        resultat1 = fopen(fichier1,"wt");

/* recherche de la fin du nom du fichier -> finnom_e */
        finnom_e = 0;
        while (fichier1[finnom_e] != '\0')
        {
                finnom_e++;
        }

/* création du fichier de sortie type Van Houtte */
        fichier1[finnom_e+5] = '\0';
        fichier1[finnom_e+4] = 't';
        fichier1[finnom_e+3] = 'x';
        fichier1[finnom_e+2] = 't';
        fichier1[finnom_e+1] = '.';
        fichier1[finnom_e] = 'i';
        fichier1[finnom_e-1] = 's';
        fichier1[finnom_e-2] = 'o';
        fichier1[finnom_e-3] = 'c';
        fichier1[finnom_e-4] = '_';
        resultat2 = fopen(fichier1,"wt");

/* recherche de la fin du nom du fichier -> finnom_r */
        finnom_r = 0;
        while (fichier1[finnom_r] != '\0')
        {
                finnom_r++;
        }

```

```

    }
/* création du fichier de sortie type Van Houtte */
    fichier1[finnom_r+5] = '\0';
    fichier1[finnom_r+4] = 't';
    fichier1[finnom_r+3] = 'x';
    fichier1[finnom_r+2] = 't';
    fichier1[finnom_r+1] = '.';
    fichier1[finnom_r] = 'e';
    fichier1[finnom_r-1] = 'l';
    fichier1[finnom_r-2] = 'u';
    fichier1[finnom_r-3] = 'e';
    fichier1[finnom_r-4] = '_';
    resultat5 = fopen(fichier1,"wt");

    fseek(f1, 0, 0);
    fseek(resultat1, 0, 0);
    fseek(resultat2, 0, 0);
    fseek(resultat3, 0, 0);
    fseek(resultat4, 0, 0);
    fseek(resultat5, 0, 0);

/* On saute la première ligne de texte */
    //tempc = 'c';
    //while (tempc != '\n')
    //{
        //fscanf(f1,"%c",&tempc);

    //}

/* On cherche le nombre de ligne du fichier et la valeur de xmax et ymax */
    while (((fscanf (f1, "%d %d %lf %lf %lf %lf %lf %d %d %d %d", &INDEX_pixel, &Phase_pixel, &x_pixel, &y_pixel,
    &(E3.phi1), &(E3.PHI),

&(E3.phi2), &mad_pixel,&INDEX_pixel_grain, &bc_pixel, &bs_pixel, &status_pixel))!= EOF))
    {
        x_double=x_pixel;
        y_double=y_pixel;
        x_max_pixel = x_double;
        y_max_pixel = y_double;
    }

/* On assigne le debut du fichier et on initialise les compteurs */
    fseek(f1, 0, 0);

/* On saute la première ligne de texte */
    //tempq = 'c';
    //while (tempq != '\n')
    //{
        //fscanf(f1,"%c",&tempq);

    //}

/* On commence l'aquisition des données du fichier EBSD pixel ligne par ligne et on lance les calculs pour chaque point
*/
    while (((fscanf (f1, "%d %d %lf %lf %lf %lf %lf %lf %d %d %d %d", &INDEX_pixel, &Phase_pixel, &x_pixel, &y_pixel,
    &(E3.phi1), &(E3.PHI),

&(E3.phi2), &mad_pixel,&INDEX_pixel_grain, &bc_pixel, &bs_pixel, &status_pixel))!= EOF))
    {
        x_double=x_pixel;
        y_double=y_pixel;

        if (Phase_pixel == 0) /* pt non indéré */
        {
            fprintf(resultat1, "-1.0\t");
            fprintf(resultat2, "2.0\t");
            fprintf(resultat3, "-10.0\t");
            fprintf(resultat4, "-2.0\t");
            fprintf(resultat5, "-1.0\t");

            if (x_double == x_max_pixel)
            {
                fprintf(resultat1, "\n");
                fprintf(resultat2, "\n");
                fprintf(resultat3, "\n");
                fprintf(resultat4, "\n");
                fprintf(resultat5, "\n");
            }
        }
    }

```

Caractérisation de la rotation de corps solide et de la déformation des grains

-167-

```

        PHI_Q(&E2,&Q2);
        desoangle_m=fabs(DesoAngle(&Q3,&Q2));

        if (test_ellipse<=1.00 && desoangle_m <= 50.00 )
        {
            if (desoangle_m<=desoangle_m_opt)
            {desoangle_m_opt=desoangle_m;
            desorientation_sol_opt=desorientation_sol;
            y_flex=epaisseur/2.00 + decalage_y_plie - y_bis_plie;
            rayon_flexion=sqrt(x_plie*x_plie+y_flex*y_flex);
            rayon_courbure_neutre=rayon_courbure-epaisseur/2.00;
            epsilon_flexion=((2.00/sqrt(3.00))*fabs(log(1.00
            +
            rayon_flexion/rayon_courbure_neutre)))));

            //Aspect_ratio_plie_opt=((1.00/sqrt(3.00))*fabs(log(Aspect_ratio_plie/1.00)))-epsilon_flexion;

            Aspect_ratio_plie_opt=((1.00/sqrt(3.00))*fabs(log(Aspect_ratio_plie/1.00)));
            cos_opt=cosinus;
            sin_opt=sinus;
            test_cond=1.0;
        }
    }
}

/*Utilisation d'une matrice ou chaque position de valeur représente une coordonnée de l'image*/
if (test_cond==0.0)
{fprintf(fresultat1,"-1.0\t");
fprintf(fresultat2,"2.0\t");
fprintf(fresultat3,"-10.0\t");
fprintf(fresultat4,"-2.0\t");
}
if (test_cond==1.0)
{fprintf(fresultat1,"%f\t", sin_opt);
fprintf(fresultat2,"%f\t", cos_opt);
fprintf(fresultat3,"%f\t", desorientation_sol_opt);
fprintf(fresultat4,"%f\t", Aspect_ratio_plie_opt);
}
if (x_double == x_max_pixel && test_cond==1.0)
{fprintf(fresultat1,"\n");
fprintf(fresultat2,"\n");
fprintf(fresultat3,"\n");
fprintf(fresultat4,"\n");
}
if (x_double == x_max_pixel && test_cond==0.0)
{fprintf(fresultat1,"\n");
fprintf(fresultat2,"\n");
fprintf(fresultat3,"\n");
fprintf(fresultat4,"\n");
}
}
fclose(f1);
fclose(fresultat1);
fclose(fresultat2);
fclose(fresultat3);
fclose(fresultat4);
fclose(fptr_plie);
return (0);
}

```


ANNEXE F.

Caractérisation de la déformation locale des grains par microscopie optique

Cet essai consiste à déterminer la taille et les déformations des grains en fonction de leur position dans l'épaisseur de la tôle dans la zone dite endommagée à l'aide du protocole utilisé pour caractériser la microstructure par microscopie optique. Ces différents résultats permettent de calculer les déformations de chaque grain (**Figure 111a**) dans les axes (r, ϕ) définis sur la Figure 111b et la moyenne des déformations de von Mises des grains par couches de grains, représentées par des arcs de cercles concentriques, en fonction de leur position dans l'épaisseur telle que

$$\varepsilon_{rr} = -\varepsilon_{\phi\phi} = -\frac{\ln(\lambda/\lambda_0)}{2} \text{ et } \bar{\varepsilon} = \frac{|\ln(\lambda/\lambda_0)|}{\sqrt{3}} \quad (40)$$

où λ_0 et λ sont respectivement les facteurs de forme des grains avant et après pliage tels que

$$\lambda_0 = a_0 / b_0 \text{ et } \lambda = a / b \quad (41)$$

où a_0, b_0 sont respectivement les diamètres de Ferret maximal et minimal des grains avant pliage. a, b correspondent aux mêmes grandeurs après pliage.

Pour calculer la déformation locale, les étapes suivantes ont été effectuées :

- Calcul du rayon de courbure de la ligne neutre à l'aide du protocole en ANNEXE G
- Passage d'un repère (x,y) à un repère cylindrique (r,ϕ) (**Figure 111b**)
- Définition d'un angle ϕ_{flexion} tel que le rayon de courbure de la peau externe soit constant dans cette zone à 1mm près (flexion pure)
- Calcul de la moyenne de la déformation des grains par couches de grains, représentées par des arcs de cercles concentriques d'angle ϕ_{flexion} , à travers l'épaisseur de la tôle
- Ajout de la déformation avant pliage, due à une recristallisation partielle, pour obtenir la déformation réelle des grains

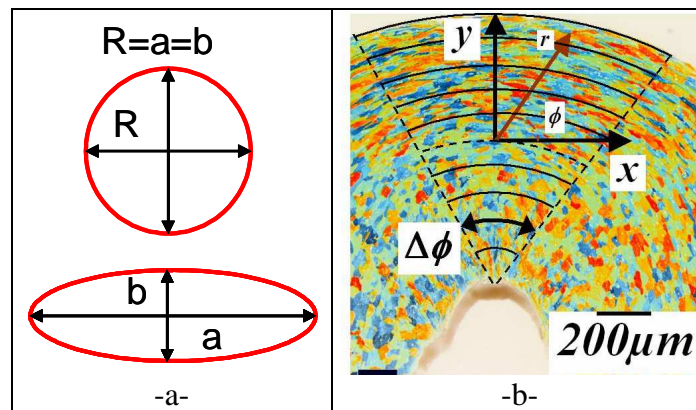


Figure 111. Détermination des déformations locales par couche de grains (arc de cercle concentrique).

ANNEXE G.

Détermination du rayon de courbure d'une tôle pliée

La mesure du rayon de courbure est nécessaire à la caractérisation des déformations locales des grains dans un repère cylindrique. Ces mesures ont été effectuées en suivant le protocole suivant :

- Prise de clichés au microscope optique au grossissement le plus faible permettant d'avoir une vue panoramique de la coupe des tôles (**Figure 112a**).
- Récupération des courbes internes et externes de l'échantillon grâce au logiciel ImageJ (**Figure 112b**).
- Enregistrement des coordonnées des pixels de ces courbes et caractérisation de l'équation de ces courbes par interpolation (**Figure 113**). Des équations du second degré ont été utilisées.
- Calcul des rayons de courbures internes et externes le long de la tôle telle que la courbure K soit égale à

$$K = \frac{1}{\rho} = \frac{y''}{\sqrt{(1+y'^2)^3}} \quad (42)$$

où y et ρ sont respectivement l'équation de la courbe et le rayon de courbure interne ou externe

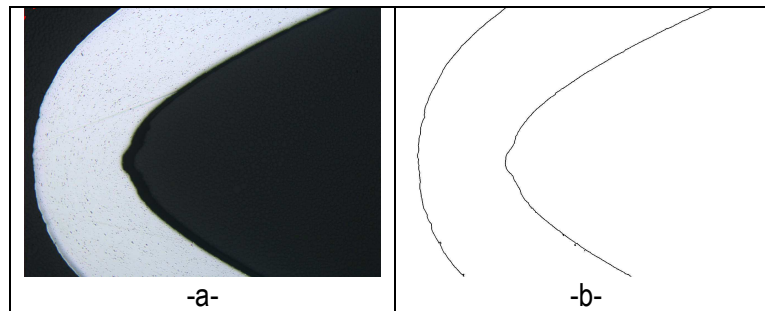


Figure 112. Coupe du 6016 au microscope optique X5 (a) en vue de son traitement avec ImageJ (b).

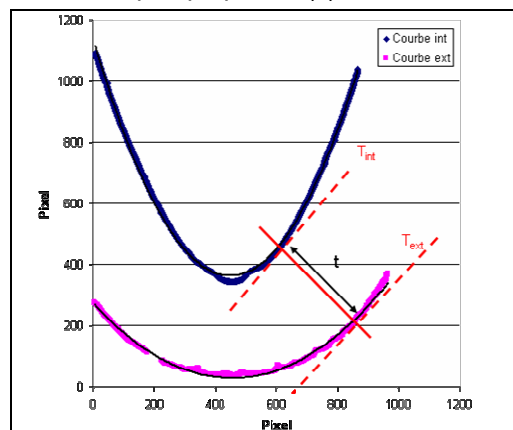


Figure 113. Interpolation des courbes internes et externes afin de récupérer leur équation respective.

ANNEXE H.

Caractérisation de l'état de contrainte par microdureté

Une machine de microdureté Vickers avec une charge d'indentation de 50g a été utilisée. Afin d'éviter les zones d'influence des empreintes de microdureté, les distances minimales suivantes ont été respectées : 6 diagonales d'empreinte entre deux indentations et 3 diagonales du bord de la tôle. Cinq empreintes de microdureté peuvent être ainsi réalisées. Du fait de la symétrie de l'échantillon, les empreintes sont effectuées de part et d'autre du centre en décalant la position de départ de la première empreinte de 50 μm (**Figure 114**). L'évolution du profil de dureté en fonction de la position de l'indenteur peut alors être tracée (**Figure 31**). A l'aide de la loi de Voce de l'alliage considéré, les déformations équivalentes peuvent alors être déterminées.

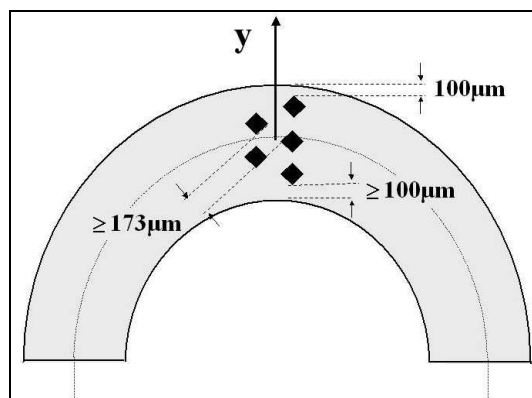


Figure 114. Schéma du procédé de dureté.

ANNEXE I.

Implémentation des lois de comportement inélastiques en transformations finis

Pendant un chargement de type pliage, la tôle subit de grands déplacements, de grandes rotations et de grandes déformations. De ce fait, les hypothèses utilisées en petites déformations ne sont plus applicables. Une formulation en lagrangien réactualisé est donc utilisée pour modéliser le procédé. Cette formulation permet, par une réactualisation de la configuration, de toujours tenir compte de la géométrie réelle de la tôle lors des calculs des paramètres mécaniques. De plus, du fait des grandes rotations, un référentiel corotationnel est utilisé pour éliminer l'influence d'un changement de repère. Dans cette annexe, une description des principes utilisés et de l'implémentation d'une loi de comportement en grande déformation est présentée.

I.1. Géométrie et cinématique du milieu continu en grande déformation

En grande déformation, la configuration initiale et la configuration actuelle peuvent devenir très différentes. De ce fait, l'utilisation de paramètres indépendants de ces changements de repère est nécessaire. Ce principe d'indépendance, quelque soit le repère, est le principe d'objectivité. L'une des méthodes utilisées pour obtenir des dérivées objectives des variables de comportement est la méthode dite du référentiel corotationnel qui permet d'éliminer la composante de rotation due au changement de repère. Dans ce chapitre, nous ferons un bref descriptif de la notion d'objectivité et des paramètres utilisés en grande déformation dans une formulation en vitesse. Par la suite, la définition d'une famille de repères corotationnels et des dérivées qui en découlent (dérivée de Jaumann) sera donnée. Ce bref descriptif de la cinématique en grande déformation s'appuie sur le livre de Besson et al. [Besson 2001].

I.1.1 Grandeurs objectives

Soit un changement de référentiel de ε à ε' de deux points fixes A et B tels que les coordonnées de A et B dans ε soient \underline{x}_1 et \underline{x}_2 respectivement et les coordonnées de A et B dans ε' soient \underline{x}_1' et \underline{x}_2' respectivement. Les vecteurs \underline{u} et \underline{u}' sont définis tels que $\underline{u} = \underline{x}_2 - \underline{x}_1$ et $\underline{u}' = \underline{x}_2' - \underline{x}_1'$.

Le changement de référentiel peut s'écrire sous la forme

$$\underline{u}' = \underline{Q}(t)\underline{u} \quad (43)$$

où \underline{Q} représente la rotation permettant de passer du repère ε à ε' .

Soient des tenseurs \underline{T} et \underline{T}' tels que

$$\begin{aligned} \underline{T} &= \underline{u} \otimes \underline{v}^T \\ \underline{T}' &= \underline{u}' \otimes \underline{v}'^T = \underline{Q}\underline{T}\underline{Q}^T \end{aligned} \quad (44)$$

On dit que \underline{u}' et \underline{T}' sont objectifs. Une grandeur est dite objective si celle-ci est la même quelque soit le repère d'observation pour un instant donné t.

I.1.2 Gradient de la transformation

On appelle $\underline{\underline{F}}$ le gradient de la transformation exprimant la déformation et la rotation solide d'un élément matériel $d\underline{\underline{X}}$ de la configuration initiale à la configuration déformée à l'instant t tel que

$$\underline{\underline{F}} = \text{grad}(\underline{\underline{x}}) = \frac{\partial \underline{\underline{x}}}{\partial \underline{\underline{X}}} \otimes \underline{\underline{e}} \text{ avec } J = \det(\underline{\underline{F}}) \text{ représentant la dilatation volumique} \quad (45)$$

$\underline{\underline{F}}$ n'est pas un tenseur dit objectif car lors d'un changement de repère on a

$$\underline{\underline{F}}' = \frac{\partial \underline{\underline{x}}}{\partial \underline{\underline{X}}} \otimes \underline{\underline{e}}' = \frac{\partial \underline{\underline{x}}}{\partial \underline{\underline{X}}} \otimes \underline{\underline{Q}} \underline{\underline{e}} = \underline{\underline{Q}} \underline{\underline{F}} \quad (46)$$

Grâce à la propriété de décomposition multiplicative du gradient de transformation, $\underline{\underline{F}}$ peut être décomposée en une partie élastique et plastique tel que

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{E}} \underline{\underline{P}} \quad (47)$$

où $\underline{\underline{E}}$ et $\underline{\underline{P}}$ représentent les parties élastique et plastique respectivement.

Grâce au gradient de la transformation, on peut calculer le tenseur de déformation de Green-Lagrange $\underline{\underline{E}}^{\text{GL}}$ tel que

$$\underline{\underline{E}}^{\text{GL}} = (1/2)(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{I}}) \text{ où } \underline{\underline{C}} = \underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} \text{ est le tenseur des dilatations de Cauchy-Green} \quad (48)$$

I.1.3 Vitesse et taux de déformation

La dérivée par rapport au temps de $\underline{\underline{x}}$ peut être calculée telle que

$$d\underline{\underline{\dot{x}}} = \underline{\underline{\dot{F}}} d\underline{\underline{X}} + \underline{\underline{F}} d\underline{\underline{\dot{X}}} = \underline{\underline{\dot{F}}} d\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{\dot{F}}} \underline{\underline{F}}^{-1} d\underline{\underline{x}} \quad (49)$$

On appelle $\underline{\underline{L}}$ le gradient du champ eulérien des vitesses tel que

$$\underline{\underline{L}} = \text{grad}_c \underline{\underline{v}} = \underline{\underline{\dot{F}}} \underline{\underline{F}}^{-1} \text{ avec grad}_c \text{ l'opérateur gradient par rapport aux coordonnées eulériennes} \quad (50)$$

Le tenseur $\underline{\underline{L}}$ peut être décomposé en une partie symétrique $\underline{\underline{D}}$ correspondant au taux de déformation et une partie antisymétrique $\underline{\underline{\Omega}}$ correspondant au taux de rotation tel que

$$\underline{\underline{L}} = \underline{\underline{D}} + \underline{\underline{\Omega}} \text{ avec } \underline{\underline{D}} = \frac{1}{2}(\underline{\underline{L}} + \underline{\underline{L}}^T) \quad (51)$$

$$\underline{\underline{\Omega}} = (1/2)(\underline{\underline{L}} - \underline{\underline{L}}^T)$$

Les tenseurs $\underline{\underline{D}}$ et $\underline{\underline{\Omega}}$ peuvent être décomposés en une partie élastique et plastique telles que

$$\underline{\underline{D}} = \underline{\underline{D}}^{\text{élast}} + \underline{\underline{D}}^{\text{plast}} \quad (52)$$

$$\underline{\underline{\Omega}} = \underline{\underline{\Omega}}^{\text{élast}} + \underline{\underline{\Omega}}^{\text{plast}}$$

Un changement de référentiel montre que certains paramètres mécaniques nécessaires à la modélisation du comportement d'un matériau ne sont pas objectifs. De ce fait, ce manque d'objectivité nécessite l'utilisation de famille de référentiels spécifiques. Dans la suite, nous calculons les paramètres principaux de déformation lors d'un changement de référentiel :

$$\underline{\underline{F}}' = \underline{\underline{Q}} \underline{\underline{F}} \quad (53)$$

$$\begin{aligned}
\underline{\underline{L}}' &= \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} = (\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}}) (\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}})^{-1} = (\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}} + \underline{\underline{Q}}} \dot{\underline{\underline{F}}}) (\underline{\underline{F}}^{-1} \underline{\underline{Q}}}^{-1}) \\
\underline{\underline{L}}' &= \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} = \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}} \underline{\underline{F}}'^{-1} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \\
\text{d'où } \underline{\underline{L}}' &= \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} = \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{L}} \underline{\underline{Q}}}^{-1}
\end{aligned} \tag{54}$$

$$\begin{aligned}
\underline{\underline{D}}' &= \frac{1}{2} (\underline{\underline{L}}' + \underline{\underline{L}}'^T) = \frac{1}{2} \left\{ \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} + \left(\dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} \right)^T \right\} = \frac{1}{2} \{ \underline{\underline{A}} + \underline{\underline{A}}^T \} \text{ avec } \underline{\underline{A}} = (\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}}) (\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{F}})^{-1} \\
\underline{\underline{D}}' &= \frac{1}{2} (\underline{\underline{B}} + \underline{\underline{B}}^T) \text{ avec } \underline{\underline{B}} = \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{L}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \\
\underline{\underline{D}}' &= \frac{1}{2} \left(\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{L}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{L}}^T \underline{\underline{Q}}}^{-1} \right) \\
\underline{\underline{D}}' &= \frac{1}{2} \left(\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} (\underline{\underline{L}} + \underline{\underline{L}}^T) \underline{\underline{Q}}}^{-1} - \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \right) \\
\text{d'où } \underline{\underline{D}}' &= \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{D}} \underline{\underline{Q}}}^{-1}
\end{aligned} \tag{55}$$

$$\begin{aligned}
\underline{\underline{\Omega}}' &= \frac{1}{2} (\underline{\underline{L}}' - \underline{\underline{L}}'^T) = \frac{1}{2} \left(\dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} - \left(\dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}'^{-1} \right)^T \right) = \frac{1}{2} (\underline{\underline{A}} - \underline{\underline{A}}^T) \\
\underline{\underline{\Omega}}' &= \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{\Omega}} \underline{\underline{Q}}}^{-1}
\end{aligned} \tag{56}$$

avec $\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} = \text{Id}$ donc $\left(\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \right) = 0 = \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1}$ et $\dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1} = -\underline{\underline{Q}}}^{-1} \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1}$

Rem : $\underline{\underline{Q}}$ étant un tenseur rotation, il est supposé orthogonale tel que $\underline{\underline{Q}}}^{-1} = \underline{\underline{Q}}}^T$

D'après ces informations, le gradient des vitesses et sa décomposition donnent dans le nouveau repère

$$\begin{aligned}
\underline{\underline{L}}' &= \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{L}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \\
\underline{\underline{D}}' &= \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{D}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} \\
\underline{\underline{\Omega}}' &= \dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{Q}}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{\Omega}} \underline{\underline{Q}}}^{-1}
\end{aligned} \tag{57}$$

Après ces calculs, nous remarquons que le tenseur $\underline{\underline{D}}'$ est un tenseur objectif tandis que $\underline{\underline{L}}'$ et $\underline{\underline{\Omega}}'$ ne sont pas objectifs. Afin d'obtenir la totalité des dérivations en grandeurs objectives, l'utilisation d'un référentiel local objectif est nécessaire. Le référentiel local objectif utilisé est un référentiel corotationnel.

I.1.4 Référentiel corotationnel

Une famille de référentiel est dite corotationnelle lorsqu'en chaque point et en chaque instant, la vitesse de rotation de la particule est nulle par rapport au référentiel local tel que $\underline{\underline{\Omega}}'$ est nulle. On peut alors en déduire

$$\underline{\underline{\Omega}}' = \dot{\underline{\underline{Q}}}\underline{\underline{Q}}^{-1} + \underline{\underline{Q}}\underline{\underline{\Omega}}\underline{\underline{Q}}^{-1} \text{ donc } \underline{\underline{\Omega}} = -\underline{\underline{Q}}^{-1}\dot{\underline{\underline{Q}}} = \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1}\underline{\underline{Q}} \quad (58)$$

Dans ce référentiel, la matière se déforme sans rotation. La dérivée objective des grandeurs associées peut être la dérivée de Jaumann D^J qui permet d'éliminer la vitesse de rotation de la particule telle que

$$D^J \underline{\underline{u}} = \dot{\underline{\underline{u}}} - \underline{\underline{\Omega}}\underline{\underline{u}}$$

$$D^J \underline{\underline{T}} = \underline{\underline{Q}}^{-1} \dot{\underline{\underline{T}}} \underline{\underline{Q}} = \underline{\underline{Q}}^{-1} \left(\underline{\underline{Q}} \underline{\underline{T}} \underline{\underline{Q}}^{-1} \right) \underline{\underline{Q}} = \underline{\underline{Q}}^{-1} \left(\dot{\underline{\underline{Q}}} \underline{\underline{T}} \underline{\underline{Q}}^{-1} + \underline{\underline{Q}} \dot{\underline{\underline{T}}} \underline{\underline{Q}}^{-1} + \underline{\underline{Q}} \underline{\underline{T}} \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1} \right) \underline{\underline{Q}} \quad (59)$$

$$\text{d'où } D^J \underline{\underline{T}} = \underline{\underline{Q}}^{-1} \dot{\underline{\underline{T}}} \underline{\underline{Q}} + \underline{\underline{T}} + \underline{\underline{T}} \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1} \underline{\underline{Q}}$$

$$\text{donc } D^J \underline{\underline{T}} = \dot{\underline{\underline{T}}} - \underline{\underline{\Omega}}\underline{\underline{T}} + \underline{\underline{T}}\underline{\underline{\Omega}}$$

I.2. Loi élasto-plastique en grande déformation

I.2.1 Implémentation d'une loi élasto-plastique en grande déformation

Dans ce chapitre, l'implémentation d'une loi de Voce étendue dans un référentiel corotationnel a été déterminée avec une méthode de résolution explicite. Une hypothèse de grande déformation a été supposée en utilisant une loi de comportement en petite déformation mais avec une géométrie réactualisée (formulation en lagrangien réactualisé). La loi de comportement utilisée est une loi de Voce étendue, définie par Voce [Voce, 1948] (Figure 115) telle que :

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-\delta \bar{\varepsilon}_p} \right) + \alpha \bar{\varepsilon}_p \quad (60)$$

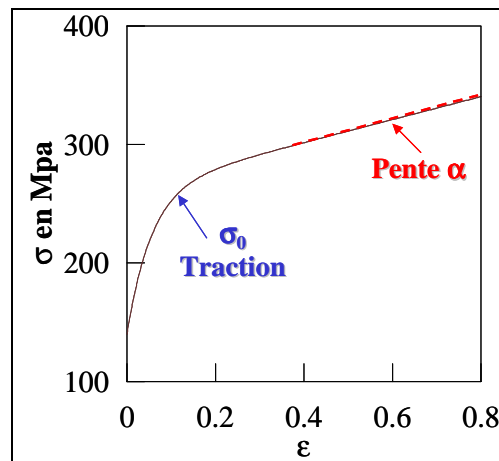


Figure 115. Loi de comportement de type Voce étendue.

Cette loi de comportement a été développée pour des alliages d'aluminium des séries 5xxx et 6xxx par Bacha et al. [Bacha, 2006]. Elle a été caractérisée par compression plane et traction uniaxiale telle que

- Le coefficient σ_0 représente la limite d'élasticité caractérisée en traction uniaxiale.
- Le coefficient α représente l'écrouissage en grande déformation.
- Les coefficients σ_∞ et δ ont été déterminés par optimisation avec un Newton-Raphson.

Pour une utilisation plus simple des ressources de ZéBuLon, la loi de voce a été écrite de la façon suivante :

$$\begin{aligned}\bar{\sigma} &= g(\bar{\epsilon}_p) \left(\dot{\bar{\epsilon}}_p / \dot{\epsilon}_0 \right)^m \\ K &= g(\bar{\epsilon}_p) = \left(\dot{\bar{\epsilon}}_{p0} / \dot{\epsilon}_0 \right)^{-m} \left(\sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-\delta \bar{\epsilon}_p} \right) + \alpha \bar{\epsilon}_p \right)\end{aligned}\quad (61)$$

où $g(\bar{\epsilon}_p)$ représente l'évolution de la contrainte effective en fonction de la déformation effective.

Les coefficients de la loi à définir par l'utilisateur sont :

- Le module d'élasticité E , la limite d'élasticité σ_0 et la contrainte à saturation σ_∞
- L'écrouissage en petite déformation δ et en grande déformation α
- La vitesse de déformation initiale $\dot{\epsilon}_0$ et la vitesse de déformation équivalente de von Mises initiale $\dot{\bar{\epsilon}}_{p0}$
- le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m

La série d'alliages utilisée étant insensible à la vitesse de déformation, le coefficient m a été pris égal à 0.01.

Les variables internes à implémenter sont :

- Le gradient des vitesses $\underline{\underline{L}}$
- La matrice de rotation de repère $\underline{\underline{R}}$
- Les variables de déformation élastique $\underline{\underline{\epsilon}}_{el}$, plastique cumulée $\underline{\underline{\epsilon}}_p$ et totale $\underline{\underline{\epsilon}}_{tot}$

L'implémentation de la loi de comportement s'opère de la façon suivante :

- Initialisation des variables internes à $t=0$ ($\underline{\underline{F}}_0, \underline{\underline{R}}_0, \underline{\underline{L}}_0 \dots$)
- Estimation de la dérivée du gradient de transformation total $\dot{\underline{\underline{F}}}$ pour passer de $t=t$ à $t=t+\Delta t$ par une méthode explicite de type Runge-Kutta
- Calcul du gradient de la transformation $\underline{\underline{F}}_{t+\Delta t}$ à $t= t+\Delta t$

$$\underline{\underline{F}}_{t+\Delta t} = \underline{\underline{F}}_t + \dot{\underline{\underline{F}}} \Delta t \quad (62)$$

- Calcul du gradient des vitesses $\underline{\underline{L}}_{t+\Delta t}$

$$\underline{\underline{L}}_{t+\Delta t} = \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{F}}^{-1}_t \quad (63)$$

- Calcul des composantes de déformation $\underline{D}_{\underline{t}+\Delta t}$ et de rotation $\underline{\Omega}_{\underline{t}+\Delta t}$ du gradient des vitesses

$$\underline{D}_{\underline{t}+\Delta t} = \text{sym}(\underline{L}_{\underline{t}+\Delta t}) \text{ et } \underline{\Omega}_{\underline{t}+\Delta t} = \text{antisym}(\underline{L}_{\underline{t}+\Delta t}) \quad (64)$$

- Calcul de la dérivée de la rotation $\dot{\underline{R}}$ pour passer du repère à $t=t$ au repère à $t=t+\Delta t$ sachant que nous utilisons une famille de repères corotationnels tel que

$$\underline{\Omega}'_{\underline{t}+\Delta t} = \dot{\underline{Q}}\underline{Q}^{-1} + \underline{Q}\underline{\Omega}_{\underline{t}+\Delta t}\underline{Q}^{-1} = \underline{0} \text{ donc } \dot{\underline{Q}} = -\underline{Q}\underline{\Omega}_{\underline{t}+\Delta t} \text{ ou } \dot{\underline{R}} = \underline{\Omega}_{\underline{t}+\Delta t}\underline{R}_t \quad (65)$$

On remarquera que dans l'écriture de la loi de comportement dans ZeBuLon est utilisée le tenseur de rotation \underline{R} qui permet de passer du référentiel local au référentiel initial tel que

$$\underline{R} = \underline{Q}^{-1} \quad (66)$$

- Calcul de la dérivée de la déformation totale $\dot{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}}$ dans le repère corotationnel

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}} = \underline{L}'_{\underline{t}+\Delta t} = \underline{D}'_{\underline{t}+\Delta t} + \underline{\Omega}'_{\underline{t}+\Delta t} = \underline{D}'_{\underline{t}+\Delta t} = \underline{Q}\underline{D}_{\underline{t}+\Delta t}\underline{Q}^T \text{ ou } \dot{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}} = \underline{R}_t^T \underline{D}_{\underline{t}+\Delta t} \underline{R}_t \quad (67)$$

- Calcul du tenseur des contraintes $\underline{\Sigma}_t$ à $t=t$

$$\underline{\Sigma}_t = \underline{C}(\underline{\varepsilon}_{\text{el}})_t$$

- Calcul de la vitesse de déformation plastique cumulée $\dot{\underline{\varepsilon}}_p$ à $t=t$

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_p = \dot{\varepsilon}_0 \left(f_t / K_t \right)^{\frac{1}{m}} \quad (68)$$

avec $f_t = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{s}_t \underline{s}_t}$

où \underline{s}_t est le déviateur des contraintes

- Calcul de la vitesse de déformation élastique pour passer de $t=t$ à $t=t+\Delta t$

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_{\text{el}} = \dot{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}} - \dot{\underline{\varepsilon}}_p \text{ avec } \dot{\underline{\varepsilon}}_p = \frac{3\underline{s}_t}{2f_t} \dot{\underline{\varepsilon}}_p \text{ (loi de normalité)} \quad (69)$$

- Intégration des variables internes entre $t=t$ et $t=t+\Delta t$
- Calcul du tenseur des contraintes à $t=t+\Delta t$

$$\underline{\Sigma}_{\underline{t}+\Delta t} = \underline{C}(\underline{\varepsilon}_{\text{el}})_{\underline{t}+\Delta t} \text{ avec } (\underline{\varepsilon}_{\text{tot}})_{\underline{t}+\Delta t} = (\underline{\varepsilon}_{\text{el}})_{\underline{t}+\Delta t} + (\underline{\varepsilon}_p)_{\underline{t}+\Delta t} \quad (70)$$

Le calcul est effectué en configuration lagrangienne. De ce fait, la contrainte calculée, à l'aide de la partie élastique, est celle de Piola Kirchoff $\underline{\Sigma}$ dans une configuration non déformée. Ensuite, le tenseur des contraintes de Cauchy est déterminé dans le repère réactualisé tel que

$$\underline{\Sigma}_{\underline{t}+\Delta t} = \underline{J} \underline{R}_{\underline{t}+\Delta t}^{-1} \underline{\sigma}_{\underline{t}+\Delta t} \underline{R}_{\underline{t}+\Delta t} \text{ avec } \underline{J} = \det(\underline{F}_{\underline{t}+\Delta t}) \quad (71)$$

où \underline{J} est le déterminant du gradient de transformation \underline{F} .

Rem : Le calcul étant effectué en lagrangien réactualisé, la configuration actuelle au temps t devient la configuration initiale. De ce fait, la contrainte de Cauchy est approximativement égale à la contrainte de Piola Kirchoff. L'approximation vient du fait que la surface utilisée pour le calcul au temps $t+\Delta t$ est celle connue au temps t . De ce fait, pour avoir la valeur exacte de la contrainte, la contrainte de Cauchy est calculée en tenant compte du gradient de transformation $\underline{\underline{F}}$ entre t et $t+\Delta t$.

- Calcul de la déformation plastique à $t = t+\Delta t$

$$\left(\underline{\underline{\varepsilon}}_p\right)_{t+\Delta t} = \left(\underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}}\right)_{t+\Delta t} - \left(\underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{el}}\right)_{t+\Delta t} \quad (72)$$

I.2.2 Implémentation de la loi sur Zébulon : Mise en données

Pour programmer la loi de comportement dans ZéBuLon, le pseudo-langage ZebFront interne à ZéBuLon a été utilisé. Pour ce type d'implémentation, la structure du programme est la suivante :

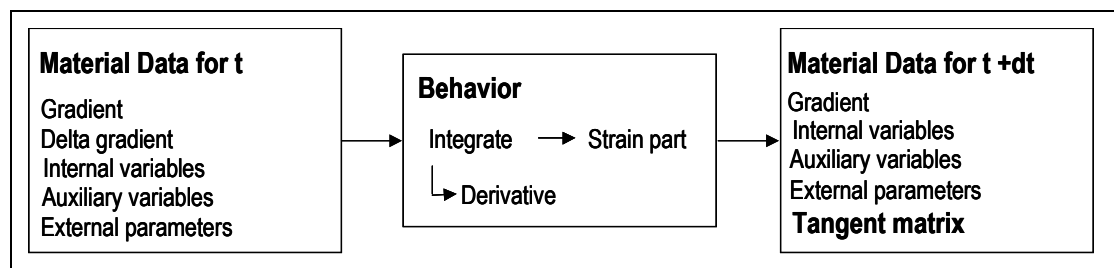


Figure 116. Schéma d'une implémentation de loi de comportement sur ZeBulon.

@Class : Déclaration des paramètres matériaux, des variables principales et auxiliaires

@SetUp : Mise en place des paramètres

@StrainPart : Cette partie définit comment évolue le tenseur des contraintes par rapport aux variables définies. De plus, la classe standard Elasticity est utilisée pour calculer la partie élastique.

@Derivative : Cette partie définit les équations différentielles gouvernant l'évolution des variables principales nécessaires au processus d'intégration explicite Runge-Kutta.

I.2.3 Ecriture de la loi sur Zebfront

```

=====
// Voce_ext_ls_corot.z Re-programming of the corotational large def using RK
// integration && Q as an int. var a Voce material law
//
// o Note the gradient definition with unsymmetric size.
// =====

#include <Elasticity.h>
#include <Basic_nl_behavior.h>

#define PRN
#include <Print.h>

@Class Voce_ext_ls_corot :
BASIC_NL_BEHAVIOR {

    @Name voce_ext_ls_corot;
    @SubClass ELASTICITY elasticity;
    @Coefs delta, alpha, m;
    @Coefs sig0 , sig_inf , edot0 , edotc;
    @Coefs young;
    @Grad usz F;
    @uVarInt R;
    @tVarInt eto, eel;
    @sVarInt evcum;
    @tVarAux evi;
};

@SetUp {
    m_tg_matrix.resize(psz,psz);
    // modifier |=
BEHAVIOR::LAGRANGE_ROTATE_MOD;
}

@StrainPart {
    evi = eto - eel;
    double Jac = 1./F.determin();
    sig = *elasticity*eel;
    sig = rotate_tensor(sig,R)*Jac;
    if (m_flags&CALC_TG_MATRIX)
        m_tg_matrix = rotate_matrix(*elasticity,R)*Jac;
}

```

Nom de comportement
Objet matrice d'élasticité
 } *Coefficients des alliages d'aluminium*
Variable interne tensorielle $\underline{\underline{F}}$
Variable interne tensorielle $\underline{\underline{R}}$
Variables internes tensorielles $\underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}}$ $\underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{el}}$
Variable interne scalaire $\bar{\varepsilon}_p$
 } *Mise en place des variables*

Calcul des contraintes après intégration
 $\underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{tot}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{el}} + \underline{\underline{\varepsilon}}_p$
 $J = \det(\underline{\underline{F}})$
 $\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{E}} \underline{\underline{\varepsilon}}_{\text{el}}$
Changement de repère
 $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{R}} \underline{\underline{\Sigma}} \underline{\underline{R}}^{-1} J^{-1}$

ANNEXE I

Implémentation des lois de comportement inélastiques en transformations finis

```
@Derivative {
double fact=1.0;
if (Dtime>0.0) fact=(zf__tau-Time_ini)/Dtime;
if (R.determin()<=0.0) R[0]=R[1]=R[2]=1.0;
TENSOR2 Ft = F - ((1.-fact)*Dtime)*dF;
TENSOR2 L = dF*inverse(Ft);
TENSOR2 D = syme(L);
dR = antisyme(L)*R;
deto = rotate_tensor(D,inverse(R));

sig = *elasticity*eel;

TENSOR2 sprime = deviator(sig);
TENSOR2 sigeff = sprime;
double J = sqrt(1.5*(sigeff|sigeff));
double K = sig0/ pow(edotc/edot0,(m))
+(sig_inf-sig0)*(1.-exp(-delta*evcum))/
pow(edotc/edot0,(m)) + alpha*evcum/
pow(edotc/edot0,(m));
double f = J;

if (f>0.0) {
devcum =
edot0*pow(f/K,(1./m));;
TENSOR2 norm = sigeff*(1.5/J);
deel = deto - devcum*norm;
} else
deel = deto;
}
```

Calcul des dvarint pour chaque varint

Incrémentation de F (Runge Kutta)

$$\underline{\underline{\underline{F}}} = \underline{\underline{\underline{F}}} + \underline{\underline{\underline{\Delta F}}}$$

$$\underline{\underline{\underline{L}}} = \underline{\underline{\underline{\dot{F}}}} \underline{\underline{\underline{F}}}^{-1}$$

$$\underline{\underline{\underline{\dot{R}}}} = \text{antisym}(\underline{\underline{\underline{L}}}) \underline{\underline{\underline{R}}}$$

$$\underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_{\text{tot}} = \underline{\underline{\underline{R}}}^{-1} \underline{\underline{\underline{D}}} \underline{\underline{\underline{R}}}$$

$$\underline{\underline{\underline{f}}} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\underline{s}}} : \underline{\underline{\underline{s}}}}$$

$$\underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_p = \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_0 \left(\underline{\underline{\underline{f}}} / \underline{\underline{\underline{K}}} \right)^{\frac{1}{m}}$$

$$\underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_p = \frac{3s}{2f} \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_p$$

Si on a plastifié

$$\underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_{\text{el}} = \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_{\text{tot}} - \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_p \text{ sinon } \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_{\text{el}} = \underline{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}_{\text{tot}}$$

I.2.4 Ecriture du « material behavior » dans ZéBuLon

```
***behavior voce_ext_ls_corot
**elasticity
    young 71588.0
    poisson 0.3
**model_coef
    delta 16.
    alpha 146.
    sig0 143.
    sig_inf 282.
    young 71588.0
    m 0.01
    edot0 1.
    edotc 0.01
***return
```

ANNEXE J.

Modélisation de la localisation de la déformation

La localisation de la déformation est un mécanisme amenant le matériau d'un état de déformation homogène à un état de déformation hétérogène. L'intensité et le moment d'apparition de la localisation dépendent de l'état de chargement du matériau (traction, compression, pliage....), de la géométrie de l'échantillon (tôle mince, tôle large) et du matériau utilisé. Deux types de localisation de la déformation existent : la striction diffuse définie par une large zone de concentration de déformation (la striction de la traction uniaxiale par exemple) et la striction localisée qui prend souvent la forme d'une mince bande de concentration de déformation.

La prédiction de la localisation a été étudiée dans beaucoup de travaux (Hill 1962, Marciniak 1967, Storen 1975, Rice 1976, Needleman 1982, Tveergaard 1981, Kuroda 2001). Ces travaux ont permis la création de critère permettant de prédire l'intensité et le moment d'apparition de la localisation. Ils ont permis également d'étudier l'influence de l'orientation de ces bandes, du comportement du matériau ou d'imperfection géométriques tel que des instabilités de surface. Hill et Rice ont créé un critère basé sur la bifurcation de l'état de déformation lors de la localisation dans un solide déformé de manière homogène et de la perte d'ellipticité des équations fondamentales que cela produit. Le critère de Marciniak- Kuczynski permet d'étudier la relation entre l'état de contrainte dans la zone de localisation et la déformation dans la tôle en supposant une instabilité de surface. Comme dans les travaux expérimentaux, une discordance est observée quant à la cause de la localisation. Deux types d'hypothèses sont principalement prises en compte qui ne permettent pas d'étudier les mêmes paramètres :

- L'endommagement est dû à une imperfection géométrique sur la peau externe ([Marciniak, 1967])
- L'endommagement est dû à une hétérogénéité microstructurale du matériau ([Kuroda, 2007])

Dans la suite de cette annexe, nous allons décrire brièvement les différents critères principaux pour prédire la localisation qui sont :

- Le critère de Marciniak- Kuczynski (instabilité de l'état de contrainte)
- Le critère de Rice (Bifurcation et discontinuité du gradient de vitesse)

J.1. Critère de Marciniak-Kuczynski

Le critère de Marciniak-Kuczynski considère une tôle, contenant une instabilité de surface traversant la tôle dans sa largeur, soumise à un état de chargement défini par ses contraintes principales ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$) (**Figure 117**). Cette instabilité de surface est caractérisée par son épaisseur t_B par rapport au reste de la tôle d'épaisseur t_A . Ce critère consiste à résoudre l'équilibre des réactions à la frontière entre l'instabilité de surface et le reste de la tôle en tenant compte du comportement du matériau et l'hypothèse de continuité des champs mécaniques à cette frontière tel que

$$\sigma_{1A} t_A = \sigma_{1B} t_B \quad (73)$$

En dérivant cette équation, la relation suivante s'établit

$$\frac{du}{u} = \frac{d\sigma_{pA}}{\sigma_{pA}} - \frac{d\sigma_{pB}}{\sigma_{pB}} + d\epsilon_{3A} - d\epsilon_{3B}$$

Avec $u = \frac{\sqrt[4]{3(2R+1)}}{\sqrt{2(R+1)}} \frac{\sigma_{1B}}{\sigma_{pB}}$ et $d\epsilon_{3i} = \frac{dt_i}{t_i}$ (74)

où σ_{pB} correspond à la contrainte équivalente de Von Misès et R un coefficient d'anisotropie.

Marciniak trouve alors la relation suivante liant l'état de contrainte dans la zone B à la déformation principale ϵ_2

$$\frac{du}{u} = \left(\frac{1}{A + B\epsilon_2} + \left(C u - \frac{1}{D + Bf(d\epsilon_2 / \sqrt{1-u^2})} \right) \frac{1}{\sqrt{1-u^2}} - E \right) d\epsilon_2$$

Avec $A = \frac{\epsilon_0 \sqrt[4]{3(2R+1)}}{2n\sqrt{(1/2)(R+1)\alpha^2 + \alpha + 1}}$, $B = \frac{1}{n}$, $C = \frac{\sqrt{(2R+1)}}{(R+1)}$ (75)

$$D = \frac{\epsilon_0}{n\sqrt{2/(R+1)\sqrt[4]{3(2R+1)/3}}}$$
, $E = \left| \alpha + \frac{1}{R+1} \right|$

où n est le coefficient d'écroutissage, ϵ_0 la limite d'élasticité en déformation initiale et α la ratio entre la déformation principale ϵ_3 dans la zone A et la déformation principale ϵ_2 identique partout.

Ce critère permet alors de prédire la déformation critique ϵ_i^* à partir de laquelle se développe la localisation de la déformation et l'accentuation de l'instabilité de surface en résolvant l'équation (75) et en comparant la vitesse de déformation équivalente $\dot{\epsilon}_i$ à l'intérieur et à l'extérieur de la bande tel que

$$\dot{\epsilon}_{iA} = \pm \frac{2\sqrt{(1/2)(R+1)\alpha^2 + \alpha + 1}}{\sqrt[4]{3(2R+1)}} \dot{\epsilon}_2 \text{ et } \dot{\epsilon}_{iB} = \pm \sqrt{\frac{2}{R+1}} \sqrt[4]{\frac{2R+1}{3}} \frac{\dot{\epsilon}_2}{\sqrt{1-u^2}} \quad (76)$$

Ce critère permet d'étudier très simplement l'influence des lois de comportement et l'anisotropie du matériau, une imperfection géométrique (instabilité de surface) sur cet endommagement. Le seul problème de ce critère est qu'il considère que la localisation de la déformation n'est due qu'à une instabilité de surface. Les imperfections dues au matériau ne sont pas prises en compte et ne peuvent donc pas être étudiées.

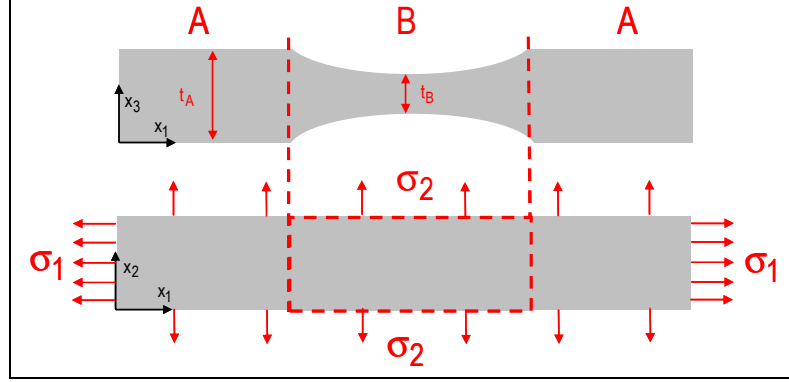


Figure 117. Schéma du modèle utilisé par Marciniak pour simuler la localisation.

J.2. Critère de Rice

Pour décrire ce critère, nous nous basons sur la synthèse qu'a effectué Haddag dans sa thèse [Haddag, 2007]. Le critère de Rice définit la localisation comme une bifurcation de la solution de déformation. Le matériau passe d'un état de déformation homogène à un état de déformation localisé dans une bande. Pour prédire le moment de bifurcation, le critère suppose que le passage d'un état homogène à un état hétérogène correspond à une discontinuité du gradient des vitesses. Le but de ce modèle est de déterminer le moment d'apparition de la localisation.

Soit un solide infini soumis à un état de déformation homogène avec une bande de localisation de normale \underline{n} et de largeur t délimitée par les surfaces Σ' et Σ'' à l'intérieur de celui-ci (**Figure 118**). On définit \underline{L}^+ et \underline{L}^- les gradients des vitesses, $\underline{\sigma}^+$ et $\underline{\sigma}^-$ les champs de contraintes nominales à l'extérieur et à l'intérieur de la bande respectivement. Deux équations peuvent alors être définies :

- La condition de compatibilité statique pour les champs de contraintes sur les surfaces Σ' et Σ'' tel que

$$\underline{n}\underline{\sigma}^+ = \underline{n}\underline{\sigma}^- \quad (77)$$

- La condition de discontinuité entre le gradient de vitesse à l'extérieur et à l'intérieur de la bande tel que

$$\underline{L}^+ - \underline{L}^- = \underline{d} \otimes \underline{n} \quad (78)$$

Cette condition de discontinuité est appelée également la condition de compatibilité de Hadamard ou condition de compatibilité géométrique de Maxwell dans laquelle le vecteur \underline{d} représente la direction du saut de gradient de vitesse. On note que pour $\underline{d} = \underline{0}$, il n'y a pas de discontinuité et donc pas de localisation.

Dans le modèle utilisé par Haddag, le but est de déterminer le moment d'apparition de la localisation et non l'évolution de la bande de localisation. De ce fait, il suppose que la dérivée du vecteur normale \underline{n} est nulle tel que

$$\underline{n}\dot{\underline{\sigma}}^+ = \underline{n}\dot{\underline{\sigma}}^- \quad (79)$$

Par la suite, les équations (78) et (79) sont réécrites en utilisant un module tangent analytique $\underline{\underline{C}}$ qui relie le taux de contrainte nominale au gradient des vitesses tel que

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{L}} \quad (80)$$

$$\text{Donc } \underline{\underline{n}} \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^+ - \underline{\underline{n}} \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^- = \underline{\underline{n}} \left(\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{L}} \right)^+ - \underline{\underline{n}} \left(\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{L}} \right)^- = \underline{\underline{0}}$$

On suppose que le module tangent est continu entre l'extérieur et l'intérieur de la bande tel que

$$\underline{\underline{n}} \left(\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{L}} \right)^+ - \underline{\underline{n}} \left(\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{L}} \right)^- = \underline{\underline{n}} \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{L}}^+ - \underline{\underline{L}}^- \right) = \underline{\underline{0}} \quad (81)$$

A ce stade, en introduisant l'équation obtenue avec la condition de discontinuité sur le gradient des vitesses (78), l'équation de compatibilité (81) s'écrit :

$$\underline{\underline{n}} \underline{\underline{C}} : (\underline{\underline{d}} \otimes \underline{\underline{n}}) = \underline{\underline{0}} \quad (82)$$

$$\text{Donc } \left(\underline{\underline{n}} \underline{\underline{C}} \underline{\underline{n}} \right) \underline{\underline{d}} = \underline{\underline{0}}$$

A partir de ce point deux solutions existent pour résoudre cette équation :

- La valeur du vecteur direction du saut de gradient des vitesses $\underline{\underline{d}}$ est nulle. Cette condition signifie qu'il n'y a pas de discontinuité du gradient de vitesse et donc pas de localisation de la déformation.
- Le déterminant de l'expression $\underline{\underline{n}} \underline{\underline{C}} \underline{\underline{n}}$ est nul

De ce fait, la condition de l'apparition de la localisation de la déformation sous forme d'une bande est

$$\det \left(\underline{\underline{n}} \underline{\underline{C}} \underline{\underline{n}} \right) = 0 \quad (83)$$

Haddag rappelle que cette condition correspond à la perte d'ellipticité des équations d'équilibre en vitesse comme l'ont démontré Hill, Rice et al. [Hill 1962, Rice 1976].

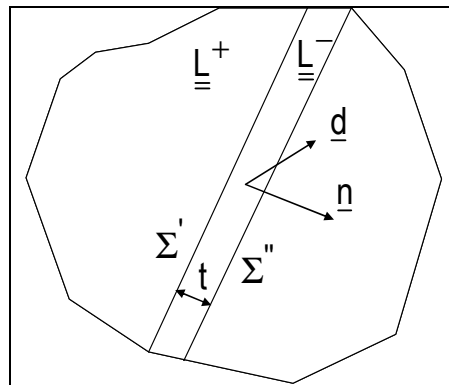


Figure 118. Modélisation d'un solide infini contenant une bande de localisation de la déformation.

Nous faisons remarquer que le modèle utilisé par Haddag n'est pas complet. En effet, il ne modélise pas l'évolution de la bande de localisation et suppose que la direction de la normale à la bande ne varie pas. De ce fait, il est impossible de suivre l'évolution de la bande de localisation pour de grande rotation du solide comme on peut en rencontrer en pliage. Kuroda et al [Kuroda 2007] reprennent le critère de Rice combiné à un comportement type plasticité cristalline en supposant que la bande de localisation peut tourner. Ils considèrent une tôle contenant une bande d'imperfection définie par une orientation géométrique et une limite d'élasticité τ_0^b (Figure 119).

$$\tau_0^o = \tau_0 \text{ et } \tau_0^b = (1-\xi)\tau_0 \quad (84)$$

Où τ_0^o est la limite d'élasticité à l'extérieur de la bande et ξ est une amplitude d'imperfection qui est prise à 0.01.

Ils utilisent une approche de type Taylor telle que la déformation dans chaque grain est identique à la déformation macroscopique de l'agrégat ($\underline{\underline{L}}^{(k)} = \underline{\underline{L}}$, avec k l'indice des grains et N_g le nombre total de grains). En connaissant les systèmes actifs de glissement dans chaque grain, les déformations de cisaillement et leur état de contrainte associé, on peut calculer la contrainte macroscopique $\underline{\underline{\sigma}}$ qui est défini comme la moyenne de $\underline{\underline{\sigma}}$ pris dans chaque grain telle que

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{1}{N_g} \sum_{k=1}^{N_g} \underline{\underline{\sigma}}^{(k)} \quad (85)$$

L'équation constitutive macroscopique de l'agrégat est caractérisée telle que

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\dot{\sigma}}} &= \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{W}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{W}} = \underline{\underline{\dot{C}}} : \underline{\underline{D}} - \underline{\underline{\dot{K}}} \\ \underline{\underline{\dot{\sigma}}} &= \underline{\underline{\dot{C}}} : \underline{\underline{L}} - \underline{\underline{\dot{K}}} \end{aligned} \quad (86)$$

où $\underline{\underline{\dot{\sigma}}}$ correspond à la dérivée de Jaumann de la contrainte, $\underline{\underline{W}}$ le champ de vitesse de rotation, $\underline{\underline{\dot{K}}}$ le taux de contrainte dû à l'écoulement plastique et $\underline{\underline{\dot{C}}}$ représente le module tangent analytique moyen tel que

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\dot{C}}}_{ijlm} &= \underline{\underline{\dot{C}}}_{ijlm} + \frac{1}{2} \underline{\underline{\sigma}}_{kj} (\delta_{il} \delta_{km} - \delta_{kl} \delta_{im}) - \frac{1}{2} \underline{\underline{\sigma}}_{ik} (\delta_{kl} \delta_{jm} - \delta_{jl} \delta_{km}) \\ \underline{\underline{\dot{K}}} &\text{ la moyenne de } \underline{\underline{\dot{K}}} \text{ pris dans chaque grain} \end{aligned} \quad (87)$$

Le champ de déformation est supposé uniforme à l'extérieur de cette bande. On note $()^b$ et $()^o$ les quantités à l'intérieur et à l'extérieur de la bande. Les conditions de compatibilités et d'équilibres à l'interface des bandes sont validées telles que :

$$\underline{\underline{L}}^b = \underline{\underline{L}}^o + \underline{\underline{d}} \otimes \underline{\underline{n}} \quad (88)$$

$$\underline{\underline{n}} \cdot \underline{\underline{\sigma}}^b = \underline{\underline{n}} \cdot \underline{\underline{\sigma}}^o \quad (89)$$

où $\underline{\underline{n}}$ et $\underline{\underline{d}}$ sont respectivement la normale à la bande de déformation et la direction du saut de gradient à déterminer.

En dérivant (89) et en utilisant (88), le calcul du saut de gradient de vitesse \underline{d} peut s'effectuer tel que

$$\left[\underline{n} \underline{\bar{C}} \underline{n} \right] \underline{d} = \dot{\underline{n}} \left(\underline{\bar{\sigma}}^0 - \underline{\bar{\sigma}}^b \right) + \underline{n} \left(\underline{\dot{\bar{\sigma}}}^0 - \underline{\bar{C}} : \underline{\dot{L}}^0 + \underline{\dot{K}}^b \right) \quad (90)$$

La normale actuelle à la bande \underline{n} est déterminée en mesurant le gradient de déformation à l'extérieur de la bande \underline{F}^0 telle que

$$\underline{n} = \underline{n}_i \frac{\underline{F}^{0-1}}{\left\| \underline{n}_i \underline{F}^{0-1} \right\|} \quad (91)$$

avec \underline{n}_i la normale initiale au stade non déformé

La dérivée de \underline{n} est déterminée telle que

$$\dot{\underline{n}} = -\underline{n} \underline{L}^0 + \left(\underline{n} \underline{L}^0 \underline{n} \right) \underline{n} \quad (92)$$

Le tenseur \underline{F}^0 est caractérisé avec le temps d'intégration de sa dérivée telle que

$$\dot{\underline{F}}^0 = \underline{L}^0 \underline{F}^0 \quad (93)$$

La contrainte nominale de l'agrégat est calculée telle que

$$\underline{\bar{\Pi}}^0 = \det \left(\underline{F}^0 \right) \underline{F}^{0-1} \underline{\bar{\sigma}}^0 \quad (94)$$

Le début de localisation est supposé s'initier lorsque la vitesse de déformation principale maximale à l'intérieur de ces bandes est supérieure à la vitesse de déformation principale à l'extérieur de la bande. Ce critère permet alors de définir une orientation et une déformation critique à partir desquelles la localisation s'initie. Il permet d'examiner l'influence de la texture cristalline et de la largeur de distribution de cette texture par le biais du facteur d'imperfection.

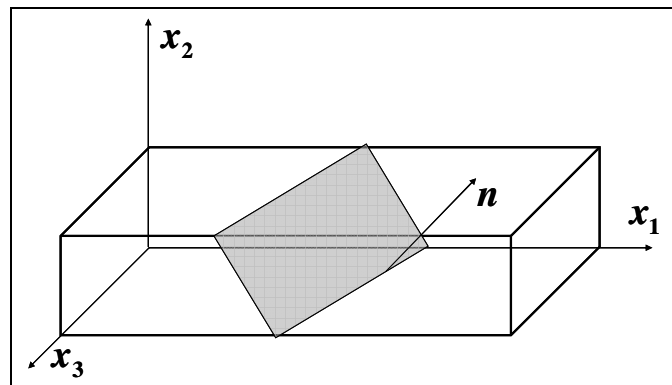


Figure 119. Schéma du modèle utilisé par Kuroda pour simuler la localisation.

ANNEXE K.

Comparaison des simulations éléments finis de l'essai de pliage avec un modèle de flexion pure

Afin de comparer les simulations de l'essai de pliage avec un modèle de flexion pure, il est nécessaire de déterminer l'évolution du rayon de courbure de la ligne neutre durant la simulation de l'essai de pliage (**Figure 120**). Pour déterminer l'évolution de ce rayon de courbure, les résultats de la déformation plastique de von Mises maximale obtenus durant l'essai de pliage ont été utilisés pour les sept couches de grains considérées avec une méthode d'optimisation de Newton-Raphson. Le protocole suivant a été suivi:

- Détermination des coordonnées de la ligne neutre.
- Détermination de la distance entre les couches de grains considérées et le point utilisé de la ligne neutre.
- Détermination du rayon de courbure de la ligne neutre avec la déformation plastique calculée pour chaque couche de grains considérée et une méthode d'optimisation de Newton-Raphson à chaque incrément de temps telle que

$$\begin{aligned}\bar{\epsilon}_{\text{flex}_i} &= \frac{2}{\sqrt{3}} \left| \ln \left(1 + \frac{y_i}{\rho_n} \right) \right| \\ \exp \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\epsilon}_{\text{flex}_i} \right) &= 1 + \frac{y_i}{\rho_n} \\ \exp \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\epsilon}_{\text{flex}_i} \right) &= 1 + ay_i \text{ avec } a = \frac{1}{\rho_n}\end{aligned}\tag{95}$$

- La différence entre la déformation de flexion et la déformation en pliage pour chaque couche de grain doit être minimisée telle que

$$\min \{S\} = \min \left\{ \sum_{i=1}^7 \left((1 + ay_i) - \exp \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\epsilon}_i \right) \right)^2 \right\}\tag{96}$$

où $\bar{\epsilon}_i$ est la déformation plastique de von Mises maximale calculée pendant l'essai de pliage pour chaque couche i de grains

$$\begin{aligned}\text{Donc } \frac{d}{da} S &= 2 \sum_{i=1}^7 \left(\left((1 + ay_i) - \exp \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\epsilon}_i \right) \right) y_i \right) = 0 \\ a = \frac{1}{\rho_n} &= \frac{\sum_{i=1}^7 \left(\left(\exp \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\epsilon}_i \right) - 1 \right) y_i \right)}{\sum_{i=1}^7 (y_i^2)}\end{aligned}\tag{97}$$

- Détermination de l'erreur entre la déformation plastique de von Mises de l'essai de pliage et celle de flexion pure. Si la différence de déformation est inférieure à 0.1, le rayon de courbure calculé est accepté et donc la déformation à flexion également. Pour cet incrément de temps, l'essai de pliage est considéré en mode flexion pure.

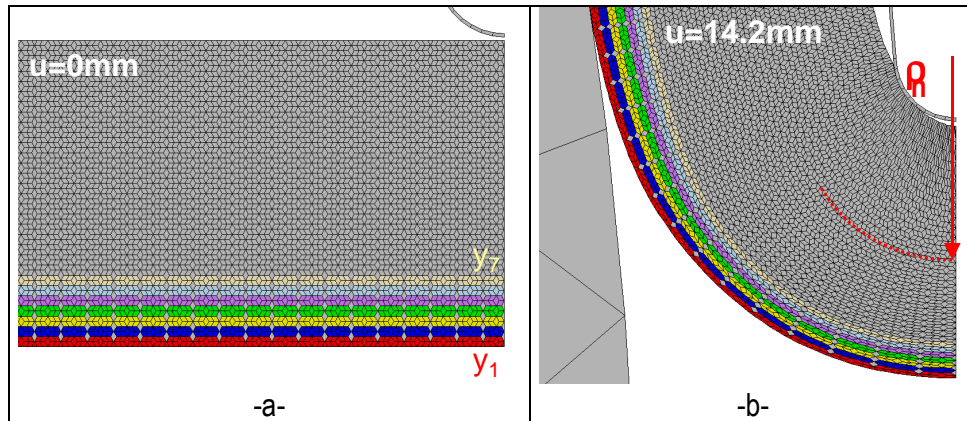


Figure 120. Maillage d'un échantillon non déformé (a) et déformé (b).

Les évolutions du rayon de courbure et de la déformation en flexion de l'alliage 6016 à l'état T4 ont été observées pour une tôle homogène (**Figure 121**). Les déformations en flexion et de pliage sont identiques à moins de 1% d'erreur pour l'ensemble des courbes jusqu'au palier. L'essai de pliage semble donc être un mode de flexion pure jusqu'au palier de déformation pour un matériau homogène.

Les mêmes calculs ont été effectués pour une tôle hétérogène avec une distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 comprise entre 70 et 210MPa. Le rayon de courbure diminue beaucoup plus rapidement qu'en homogène signe d'une déformation plus importante (**Figure 122**). Toutefois, la différence sur les courbes de déformation entre la déformation en pliage et celle calculée en flexion devient de plus en plus importante durant l'essai. L'évolution du rayon de courbure est donc non valide quand la localisation de la déformation devient sévère (à partir d'environ 8mm de déplacement de l'indenteur). L'effet de la localisation de la déformation sur la déformation de von Mises maximale est examiné dans le paragraphe IV. 3. 1. L'essai de pliage s'éloignera donc du mode de flexion pure du fait de la localisation de la déformation causée par une hétérogénéité du matériau.

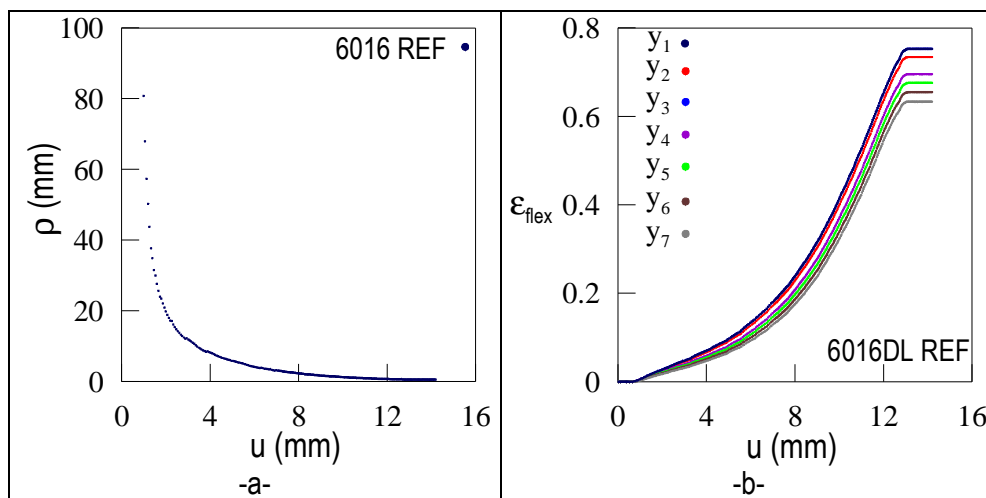


Figure 121. (a, b) Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre ρ_n et de la déformation en flexion en fonction du déplacement de l'indenteur pour une simulation éléments finis avec un matériau homogène.

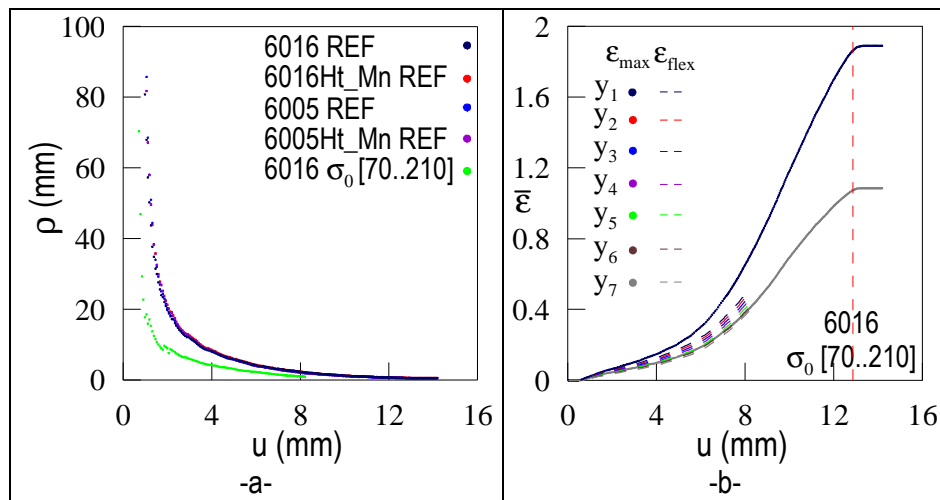


Figure 122. . Résultats du modèle de flexion pure basé sur les simulations éléments finis d'un matériau homogène ou hétérogène avec une distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 comprise entre 70 et 210MPa. (a) Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre ρ_n en fonction du déplacement de l'indenteur, (b) Evolution de la déformation de von Mises maximale durant la simulation éléments finis (juste sur y_1 et y_7) et de la déformation de flexion en fonction du déplacement de l'indenteur dans les sept couches de grains y_i de la peau externe.

ANNEXE L.

Modélisation analytique de l'essai de pliage

La simulation par éléments finis de l'essai de pliage a permis de supposer que l'essai suit un mode de type flexion lorsque le matériau est homogène. Les paramètres macroscopiques comme l'angle de pliage β , la charge appliquée par l'indenteur P ou la déformation de flexion peuvent être retrouvés. Cependant, la simulation par éléments finis ne permet pas de montrer clairement si des relations analytiques existent entre ces différents paramètres. De ce fait, une modélisation analytique de l'essai va être tentée dans ce paragraphe. La seule relation connue est l'évolution de la charge appliquée P en fonction du déplacement de l'indenteur u durant l'essai. Les relations à déterminer sont celles qui lient ces paramètres macroscopiques à l'angle de pliage et au rayon de courbure de la peau interne. Nous proposons, tout d'abord de déterminer une relation géométrique entre le rayon de courbure de la peau interne, l'angle de pliage et le déplacement de l'indenteur. Dans un second temps, nous proposons de caractériser le moment de flexion en fonction des paramètres expérimentaux mais également en fonction des paramètres matériaux en supposant une déformation élasto-plastique de celui-ci.

Le protocole de calcul suivant est effectué pour un couple (P,u) donné :

- Détermination du rayon de courbure de la peau interne en fonction de l'angle de pliage
- Détermination du moment de flexion en utilisant la relation (P, u) des essais de pliages expérimentaux en fonction de l'angle de pliage
- Détermination du moment de flexion en fonction des données matériaux et du rayon de courbure calculé
- Détermination de l'angle de pliage vrai permettant d'obtenir le minimum de différence entre les moments

Pour tester le modèle, les paramètres géométriques de l'essai de pliage expérimental ainsi que les paramètres matériaux des alliages étudiés, caractérisés par compression plane, ont été utilisés (**Tableau 45, Tableau 46**).

Paramètres	Valeurs
Largeur de la tôle b	60 mm
Rayon de l'indenteur R_i	0.2 mm
Rayon des cylindres R	15 mm
Entre fer cylindre	$2 \cdot t$ mm
Pénétration du poinçon max u_{\max}	14.2 mm
Vitesse de précharge	10 mm/min
Précharge	30 N
Vitesse du pliage	20 mm/min
Arrêt de chute d'effort	15 N

Tableau 45. Paramètres géométriques de l'essai de pliage.

Alliage	Epaisseur (mm)	E (MPa)	σ_0 (Mpa)	σ_∞ (Mpa)	δ	α (Mpa)
6016 T4	0.99	71588	143	282	16	146.4
6016 Ht Mn T4	0.99	69653	130	261	18	163.5
6005 T4	1.14	71482	140	263	18	96.8
6005 Ht Mn T4	1.14	72014	130	249	20	138.4

Tableau 46. Tableau récapitulatif des paramètres des tôles : épaisseur initiale, module de Young et paramètres de la loi de Voce.

L.1. Description des étapes de calcul

- Calcul du rayon de courbure de la ligne neutre

Une vidéo de l'essai de pliage a permis de mettre en évidence l'existence d'une relation géométrique entre le déplacement de l'indenteur u , l'angle de pliage β et le rayon de courbure de la peau interne ρ_{int} dans la zone déformée par pliage (**Figure 124**). En effet, durant tout l'essai, la forme de la peau interne peut être décrite par un cercle osculateur de rayon ρ_{int} dans la zone pliée et la tôle reste tangente aux rouleaux (**Figure 123**). L'intersection entre le cercle osculateur et la droite ($T_1'T_2'$) permettra de relier ces deux objets géométriques. L'essai va se diviser en deux étapes :

➤ Pour $\rho_{int} \leq R_i$

La tôle est tangente au rouleau et au cercle osculateur interne aux points T_1' et T_2' respectivement tels que

$$T_1' = \begin{bmatrix} (1 - \cos(\theta))(R_r + t) \\ (1 - \sin(\theta))(R_r + t) \end{bmatrix} \text{ et } T_2' = \begin{bmatrix} X_2' \\ Y_2' \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \rho_{int} \cos(\theta) \\ c + \rho_{int} \sin(\theta) \end{bmatrix} \quad (98)$$

où θ , t et R_r sont respectivement la moitié de l'angle de pliage β , l'épaisseur de la tôle et le rayon des rouleaux.

La pente de la droite ($T_1'T_2'$) peut être déterminée tel que

$$Tg(\theta) = \frac{X_1' - X_2'}{Y_1' - Y_2'} = \frac{(1 - \cos(\theta))(R_r + t) - X_2'}{(1 - \sin(\theta))(R_r + t) - Y_2'} \quad (99)$$

L'ordonnée du point T_2' peut être caractérisée par la relation suivante

$$Y_2' = \frac{-1}{Tg(\theta)} \left((1 - \cos(\theta))(R_r + t) - X_2' \right) + (1 - \sin(\theta))(R_r + t) \quad (100)$$

L'équation du cercle osculateur est la suivante

$$x^2 + (y - c)^2 = \rho_{int}^2 \quad (101)$$

Au point ($x=0$, $y=u$), on a donc

$$(u - c)^2 = \rho_{int}^2 \quad (102)$$

Deux solutions peuvent alors être obtenues numériquement :

1ere solution $c = u + \rho_{int}$

On peut alors calculer ρ_{int} tel que

$$c + \rho_{int} \sin(\theta) = \frac{-1}{\text{Tg}(\theta)} \left((1 - \cos(\theta))(R_r + t) - X_2' \right) + (1 - \sin(\theta))(R_r + t)$$

$$\rho_{int} = \frac{(R_r + t)}{\left(\sin(\theta) + 1 - \frac{\cos(\theta)}{\text{Tg}(\theta)} \right)} \left(\frac{(\cos(\theta) - 1)}{\text{Tg}(\theta)} + 1 - \sin(\theta) \right) - \frac{u}{\left(\sin(\theta) + 1 - \frac{\cos(\theta)}{\text{Tg}(\theta)} \right)} \quad (103)$$

2ieme solution $c = u - \rho_{int}$

On peut alors calculer ρ_{int} tel que

$$c + \rho_{int} \sin(\theta) = \frac{-1}{\text{Tg}(\theta)} \left((1 - \cos(\theta))(R_r + t) - X_2' \right) + (1 - \sin(\theta))(R_r + t)$$

$$\rho_{int} = \frac{(R_r + t)}{\left(\sin(\theta) - 1 - \frac{\cos(\theta)}{\text{Tg}(\theta)} \right)} \left(\frac{(\cos(\theta) - 1)}{\text{Tg}(\theta)} + 1 - \sin(\theta) \right) - \frac{u}{\left(\sin(\theta) - 1 - \frac{\cos(\theta)}{\text{Tg}(\theta)} \right)} \quad (104)$$

Si on considère que la ligne neutre se déplace vers la partie interne de la tôle, Hill et al. [Hill, 1950] a défini la relation suivante

$$\rho_n = \sqrt{\rho_{int} \rho_{ext}} = \sqrt{\rho_{int} (\rho_{int} + t_c)} \quad (105)$$

où ρ_n est le rayon de courbure de la ligne neutre et t_c est l'épaisseur de la tôle en son centre.

Il semblerait que la 1ere solution ne soit pas utilisable dans notre cas car le rayon de courbure est négatif.

➤ Pour $\rho_{int} \leq R_i$

Le rayon du cercle osculateur ne peut être inférieur au rayon de l'indenteur donc $\rho_{int} = R_i$. On calcule alors l'évolution de l'angle de pliage avec l'équation (104) en considérant $\rho_{int} = R_i$.

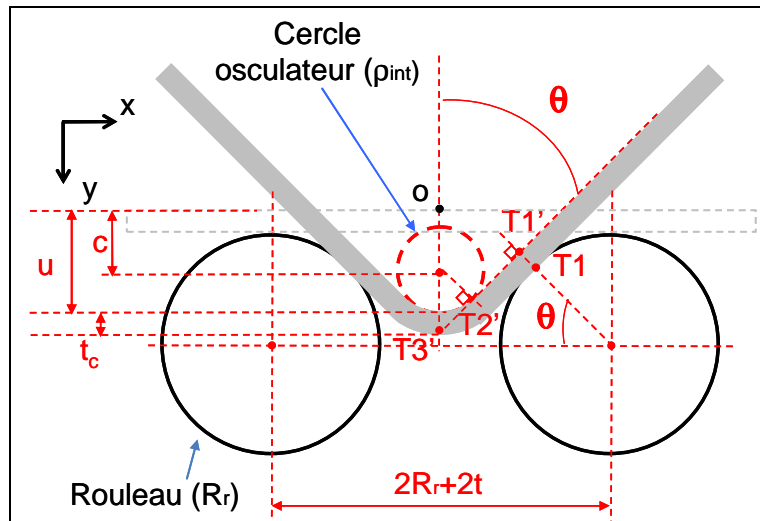


Figure 123. Schéma de l'essai de pliage pour un couple (u, P) donné.

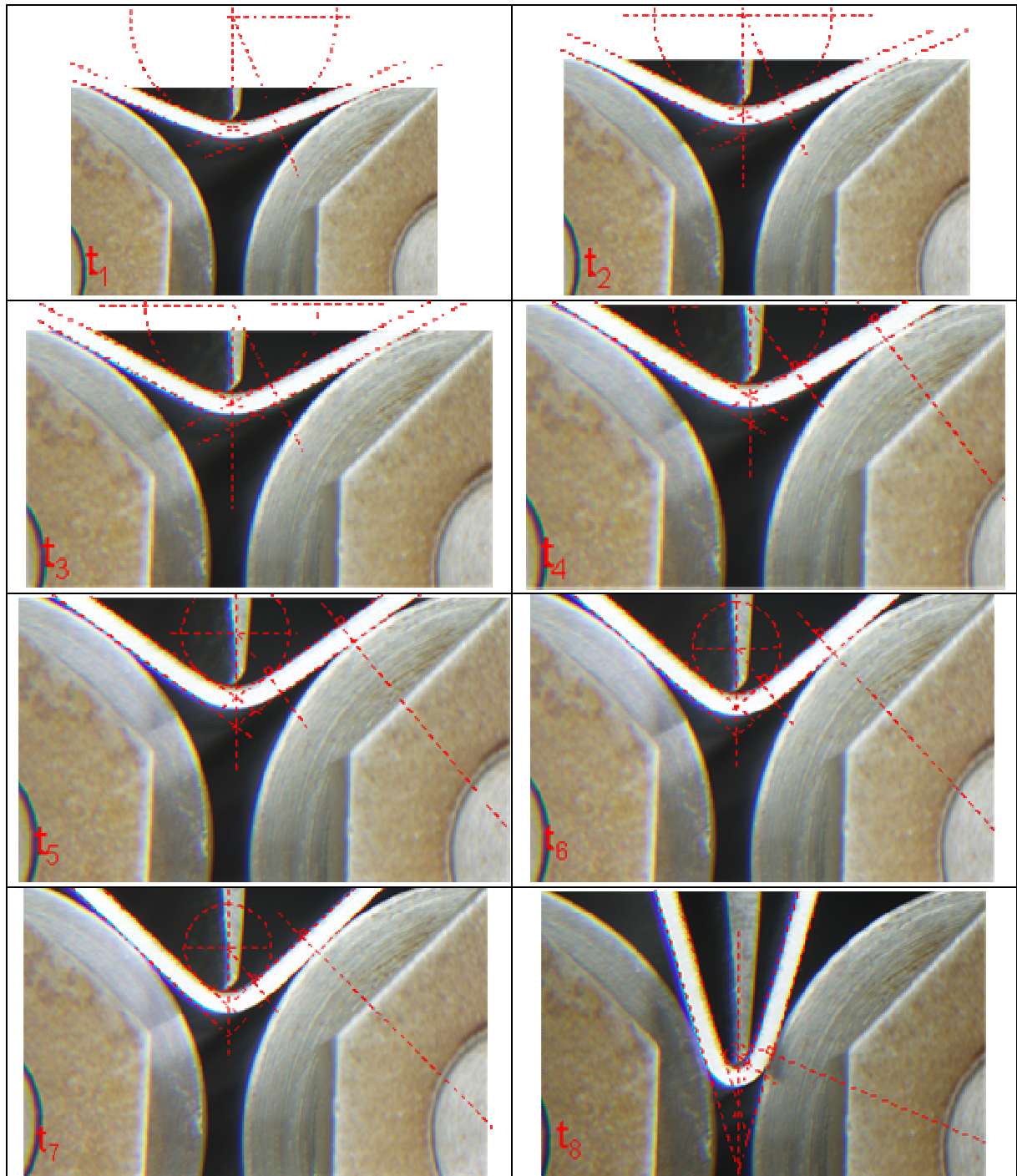


Figure 124. Evolution de l'essai de pliage, la peau interne de la zone déformée peut être corrélée à un cercle osculateur à chaque instant t de l'essai de pliage.

- Calcul du moment de flexion à partir de l'enregistrement P,u

Le moment de flexion peut être caractérisé en fonction du déplacement, de la charge appliquée par l'indenteur et de l'angle de pliage. La vidéo de l'essai de pliage a permis de mettre en évidence une composante due au frottement tôle/rouleau dans le calcul du moment. En effet, les rouleaux ne tournent pas de façon continue. L'équilibre des forces permet d'écrire la relation suivante :

$$P = 2(R_n \sin(\theta) + \mu R_n \cos(\theta)) \text{ donc } R_n = \frac{P}{2\cos(\theta)(\tan(\theta) + \mu)} \quad (106)$$

Où P, R_n et μ sont respectivement la charge appliquée par l'indenteur, la composante de la réaction normale au point T1 et le coefficient de frottement (**Figure 125**).

Le moment est calculé au centre de la tôle au point T''₅ par la relation suivante

$$M = M_n + M_f = R_n T_1'' T_2'' + \mu R_n \left(T_5'' T_2'' + \frac{t}{2} \right) \quad (107)$$

Où M_n et M_f représentent respectivement les composantes du moment dues au pliage et au frottement.

Pour déterminer le moment, les relations suivantes ont été calculées :

$$\begin{aligned} T_1'' T_3'' &= \frac{Rr + t}{\sin(\theta)} (1 - \cos(\theta)) + \frac{t}{2 \tan(\theta)} \\ T_4'' T_3'' &= \frac{Rr + t}{\tan(\theta)} (1 - \cos(\theta)) + \frac{t \cos(\theta)}{2 \tan(\theta)} \\ T_5'' T_3'' &= T_4'' T_3'' - T_4'' T_5'' = \frac{Rr + t}{\tan(\theta)} (1 - \cos(\theta)) + \frac{t \cos(\theta)}{2 \tan(\theta)} - u - \frac{t_c}{2} + (Rr + t) (1 - \sin(\theta)) + \frac{t}{2} \sin(\theta) \end{aligned} \quad (108)$$

La longueur utile de la composante due au pliage peut alors être caractérisée tel que

$$\begin{aligned} T_1'' T_2'' &= T_1'' T_3'' - T_2'' T_3'' = T_1'' T_3'' - \cos(\theta) T_5'' T_3'' \\ T_1'' T_2'' &= \frac{K_0}{\sin(\theta)} K_1 + \frac{t}{2 \tan(\theta)} - \cos(\theta) \left(\frac{K_0}{\tan(\theta)} K_1 + \frac{t \cos(\theta)}{2 \tan(\theta)} - \left(u + \frac{t_c}{2} \right) + K_0 K_2 + \frac{t}{2} \sin(\theta) \right) \end{aligned} \quad (109)$$

avec $K_0 = Rr + t$, $K_1 = 1 - \cos(\theta)$ et $K_2 = 1 - \sin(\theta)$

$$T_1'' T_2'' = K_0 K_1 (\sin(\theta)) + \cos(\theta) K_0 \left(\frac{u + t_c / 2}{K_0} - K_2 \right) + \frac{t}{2} \left(\frac{1}{\tan(\theta)} - \cos^2(\theta) - \cos(\theta) \sin(\theta) \right)$$

La longueur utile de la composante due au frottement est tel que

$$T_5'' T_2'' = \sin(\theta) T_5'' T_3'' \quad (110)$$

Les composantes du moment dues au pliage et au frottement sont respectivement :

$$\begin{aligned} M_n &= R_n T_1'' T_2'' = \frac{P}{2(\tan(\theta) + \mu)} \left((\tan(\theta) - 1) \left(K_0 - \frac{t \cos(\theta)}{2 \tan(\theta)} \right) + u + \frac{t_c}{2} \right) \\ M_f &= \mu R_n \left(T_5'' T_2'' + \frac{t}{2} \right) = \frac{\mu P}{2\cos(\theta)(\tan(\theta) + \mu)} \left((\cos(\theta) + \sin(\theta) - 1) K_0 - \sin(\theta) \left(u + \frac{t_c}{2} \right) + t \right) \end{aligned} \quad (111)$$

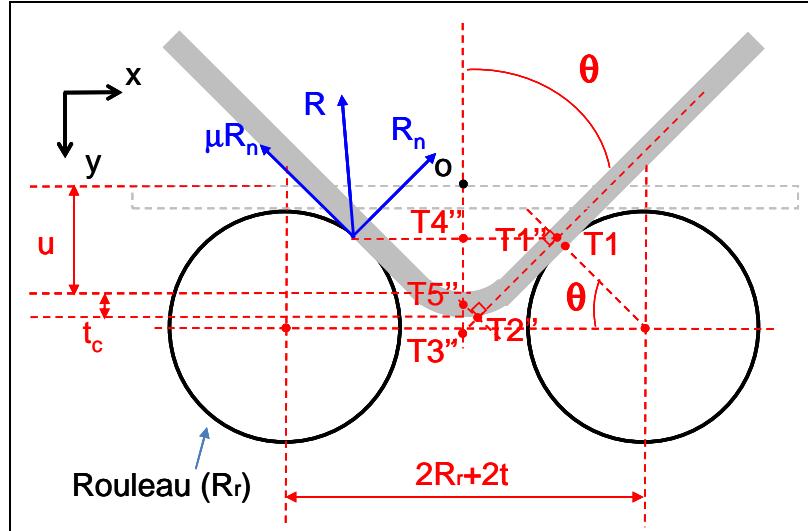


Figure 125. Schéma de l'essai de pliage pour un couple (u, P) donné permettant de calculer le moment de flexion.

- Calcul du moment de flexion à partir de la loi de comportement

Le système d'équation formé des relations (104) et (111) ne suffit pas pour modéliser analytiquement l'essai de pliage car le moment appliqué est inconnu. De ce fait, une troisième équation faisant intervenir le moment de flexion est nécessaire. Nous allons donc utiliser la relation liant le moment de flexion avec les paramètres matériaux en supposant une déformation élasto-plastique de la tôle tel que

$$M = b \int_{-t_c/2}^{t_c/2} \sigma_{XX} y dy = b \int_{y_0}^{t_c/2} \sigma_{XX} y dy + b \int_{-t_c/2}^{-y_0} \sigma_{XX} y dy + b \int_{-y_0}^{y_0} \sigma_{XX} y dy \quad (112)$$

$$M = 2b \int_{y_0}^{t_c/2} \sigma_{XX} y dy + b \int_{-y_0}^{y_0} \sigma_{XX} y dy = M_p + M_{el}$$

Où b , t_c et y_0 sont respectivement la largeur de la tôle, l'épaisseur au centre de la tôle et l'ordonnée où s'effectue la transition entre le régime élastique et plastique.

Le moment de flexion élastique est caractérisé par la relation suivante

$$M_{el} = b \int_{-y_0}^{y_0} \sigma_{XX} y dy = b \int_{-\varepsilon_0}^{\varepsilon_0} E' \rho_n^2 \varepsilon_{xx}^2 d\varepsilon_{xx} = \frac{2}{3} b E' \rho_{int} (\rho_{int} + t_c) \varepsilon_0^3 \quad (113)$$

avec $\varepsilon_{xx} = \frac{y}{\rho_n}$, $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ et $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$

Où ν , σ_0 et E sont respectivement le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité et le module de Young du matériau.

Nous supposant que le cœur de la tôle est en déformation plane. De ce fait, le tenseur vitesse des déformations s'écrit :

$$\dot{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \dot{\varepsilon}_{XX} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}_{XX} \end{bmatrix} \quad (114)$$

La vitesse de déformation de von Mises peut être caractérisée tel que

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}(2\dot{\epsilon}_{XX}^2)} = \frac{2}{\sqrt{3}}|\dot{\epsilon}_{XX}| \quad (115)$$

A l'aide de la relation de normalité, nous pouvons calculer le tenseur déviateur des contraintes tel que

$$s_{XX} = \frac{2}{3} \frac{\dot{\bar{\sigma}}}{\dot{\bar{\epsilon}}} \dot{\epsilon}_{XX}, \quad s_{YY} = 0 \quad \text{et} \quad s_{ZZ} = \frac{2}{3} \frac{\dot{\bar{\sigma}}}{\dot{\bar{\epsilon}}} \dot{\epsilon}_{ZZ} = -s_{XX} \quad (116)$$

avec $\sigma_{ZZ} = s_{ZZ} + \sigma_m = 0$ donc $\sigma_m = -s_{ZZ} = s_{XX}$

Nous pouvons alors déterminer la composante σ_{XX} du tenseur des contraintes en fonction de la contrainte de von Mises

$$\sigma_{XX} = 2s_{XX} = \frac{4}{3} \frac{\dot{\bar{\sigma}}}{\dot{\bar{\epsilon}}} \dot{\epsilon}_{XX} = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma} \quad (117)$$

Le moment de flexion plastique peut alors s'écrire tel que

$$M_p = \frac{4}{\sqrt{3}} b \int_{y_0}^{t_c/2} \bar{\sigma} y dy \quad (118)$$

On peut remplacer $\bar{\sigma}$ par la relation caractérisée en compression plane

$$M_p = \frac{4}{\sqrt{3}} b \int_{y_0}^{t_c/2} \left(\sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-\delta \bar{\epsilon}} \right) + \alpha \bar{\epsilon} \right) y dy \quad (119)$$

avec $\bar{\sigma} = \sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-\delta \bar{\epsilon}} \right) + \alpha \bar{\epsilon}$ et $\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \epsilon_{XX} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + \frac{y}{\rho_n} \right)$

On effectue un changement de variable tel que

$$M_p = \frac{4}{\sqrt{3}} \rho_n^2 b \int_{\epsilon_0}^{0.5 \ln(1+t_c/\rho_{int})} \left(\sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-2\delta \epsilon_{xx}/\sqrt{3}} \right) + \frac{2\alpha}{\sqrt{3}} \epsilon_{xx} \right) (e^{\epsilon_{xx}} - 1) e^{\epsilon_{xx}} d\epsilon_{xx} \quad (120)$$

$$M_p = \frac{4\rho_{int}(\rho_{int} + t_c)}{\sqrt{3}} b \int_{\epsilon_0}^{0.5 \ln(1+\frac{t_c}{\rho_{int}})} \left(\sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \left(1 - e^{-2\delta \epsilon_{xx}/\sqrt{3}} \right) + \frac{2\alpha}{\sqrt{3}} \epsilon_{xx} \right) (e^{\epsilon_{xx}} - 1) e^{\epsilon_{xx}} d\epsilon_{xx}$$

- Calcul de la déformation de flexion

Pour comparer les résultats obtenus par simulation en éléments finis, nous allons calculer la déformation en flexion en supposant de grande déformation avec la relation suivante

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{r}{\rho_n} \right) = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + \frac{y}{\rho_n} \right) \quad \text{avec} \quad \rho_n = \sqrt{\rho_{int} \rho_{ext}} = \sqrt{\rho_{int} (\rho_{int} + t_c)} \quad (121)$$

où r est le rayon de courbure du point considéré, y est déterminée à partir de la ligne neutre et ρ_n est le rayon de courbure de la ligne neutre.

On peut alors calculer la déformation de flexion en peau externe telle que

$$\varepsilon_{\text{flex}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + \frac{t_c}{\rho_{\text{int}}} \right) \quad (122)$$

L.2. Résultats

L'évolution des paramètres déterminés par les équations (104), (111) et (120) a été examinée pour le 6016 à l'état T4 avec un coefficient de frottement de 0.2 et une largeur de tôle de 1mm (**Figure 126**). Le rayon de courbure de la peau interne est proportionnel à l'angle de pliage. L'évolution du moment basée sur l'enregistrement (P,u) se divise en deux parties. Pour les petits angles de pliage, le moment va être inversement proportionnel à l'angle de pliage. Pour les angles importants, le moment va être proportionnel à l'angle de pliage. On remarque que la deuxième partie a tendance à disparaître pour les déplacements importants de l'indenteur. Enfin, on observe que les moments de flexion élastique et plastique basés sur la loi de comportement sont respectivement proportionnel et inversement proportionnel au rayon de courbure de la peau interne. En tenant compte de la partie élastique et plastique du moment théorique, l'évolution des moments de flexion expérimental et théorique semble identique. Le système d'équations est donc valide.

En utilisant le modèle analytique et du protocole expliqué ci-dessus, l'évolution de l'angle de pliage, du rayon de courbure de la ligne neutre et de la déformation de flexion a pu être tracée en fonction du déplacement de l'indenteur en considérant une tôle d'épaisseur constante ($t_c = \text{constante}$) (**Figure 127 à Figure 131**). L'angle de pliage est inversement proportionnel au déplacement de l'indenteur. Le rayon de courbure de la ligne neutre diminue assez rapidement pour atteindre une limite due au rayon de l'indenteur. La déformation de flexion augmente jusqu'à l'obtention d'un palier. On remarque que le frottement a une influence notable sur les valeurs obtenues de l'angle de pliage, du rayon de courbure et de la déformation de flexion. Une augmentation du coefficient de frottement permet d'augmenter la valeur de l'angle de pliage et du rayon de courbure observée pour un déplacement donné. Elle permet également de retarder l'augmentation de la déformation de flexion et l'apparition du palier. Les résultats obtenus ont été comparés aux valeurs obtenues expérimentalement et par simulation éléments finis d'un matériau homogène défini par sa loi de comportement et un coefficient de frottement tôle/rouleau nul. En considérant le frottement comme nul, l'angle de pliage obtenu par le modèle analytique corrèle assez bien la courbe expérimentale et la simulation éléments finis avec une différence maximum respective d'environ 19% et 15% (**Tableau 47**). On remarque qu'une augmentation du coefficient de frottement d'environ 0.2 dans le modèle analytique permet d'améliorer sensiblement la correspondance (expérimentale-éléments finis)/analytique de l'angle de pliage. Cependant, les évolutions du rayon de courbure et de la déformation de flexion ont la même forme que les résultats obtenus par éléments finis mais avec des taux d'erreurs importants pouvant aller jusqu'à 68% (**Tableau 47**). De plus, on note que l'augmentation du coefficient de frottement augmente le rayon de courbure et donc la différence entre le modèle éléments finis et le modèle analytique. L'influence d'une augmentation du taux de manganèse a été également examinée. On remarque qu'une augmentation du taux de manganèse retarde l'augmentation de la déformation et l'apparition du palier (**Figure 131**). Par ailleurs, afin de comprendre l'influence de la diminution d'épaisseur dans la zone pliée, le modèle a aussi été utilisé en considérant la diminution de celle-ci durant l'essai comme on l'observe expérimentalement et en éléments finis (t_c diminue) (**Figure 132 à Figure 135**). On observe que la corrélation de l'angle de pliage entre les essais expérimentaux/simulation éléments finis et le modèle devient plus faible avec un taux d'erreur max allant jusqu'à 21% par rapport aux essais expérimentaux et 17% par rapport aux éléments finis (**Tableau 47**). Cependant, la corrélation de l'évolution de la déformation augmente (taux d'erreur max de 66%).

Différentes sources d'erreur, pouvant expliquer les différences entre les modèles, ont pu être constatées. Tout d'abord, la source d'erreur principale est que nous comparons une simulation de l'essai de pliage d'un matériau homogène avec une modélisation analytique qui prend en compte les données expérimentales de pliage d'un matériau réel. La différence d'angle de pliage entre les résultats expérimentaux et le modèle analytique pourrait venir du retour élastique non pris en compte dans le modèle analytique. En ce qui concerne l'erreur effectuée pour les petits angles de pliage sur nos paramètres, elle pourrait survenir de la non validité de notre modèle dès que le rayon de courbure de la peau interne atteint le rayon de courbure de l'indenteur.

La différence observée entre le rayon de courbure déterminé par le modèle analytique et celui calculé par éléments finis pourrait provenir d'une sous-évaluation de celui-ci par le modèle éléments finis. En effet, dans le modèle de flexion utilisé avec les résultats éléments finis, nous avons supposé que la tôle était en flexion pure et donc que le moment de flexion était constant dans l'ensemble de la zone pliée. Or nous supposons que l'indentation de la tôle, due à une largeur très faible entre les rouleaux, va jouer un rôle dans la déformation de la tôle. De ce fait, dans le modèle éléments finis, le champ de déformation n'est pas homogène le long d'arcs de cercle concentriques entre les rouleaux mais beaucoup plus localement. Le rayon de courbure, déterminé par éléments finis, varie donc à l'intérieur de la zone pliée. En prenant la valeur maximale de la déformation, nous allons surestimer la moyenne des déformations à l'intérieur de cette zone et donc sous-évaluer le rayon de courbure moyen.

Au sujet de l'évolution de la déformation de flexion, le palier observé analytiquement n'est pas du au laminage de la tôle (phénomène non pris en compte dans le modèle analytique). Le palier est causé par l'atteinte de la valeur du rayon de l'indenteur par le rayon de courbure de la peau interne. De ce fait, dans le modèle analytique, la tôle ne peut pas se déformer plus que ce que lui autorise le rayon de l'indenteur.

On remarque que la valeur de l'épaisseur au centre de la tôle influence de manière importante les résultats obtenus. En considérant la diminution de l'épaisseur, la corrélation entre les angles de pliage expérimentaux et du modèle diminue tandis que celle de la déformation augmente. Nous supposons que cette différence de résultats est due à l'indentation de la tôle par l'indenteur qui va accentuer la diminution de l'épaisseur en éléments finis. Or, le modèle analytique ne permet pas de tenir compte de cette indentation et de son effet dans le calcul du moment. Pour ce qui est de la meilleure corrélation de l'évolution de la déformation, l'équation (122) permet une bonne prise en compte de cette diminution d'épaisseur.

Enfin, on note que l'augmentation du taux de manganèse ou du frottement est bénéfique aux alliages en permettant d'atteindre un angle de pliage donné avec un taux de déformation plus faible.

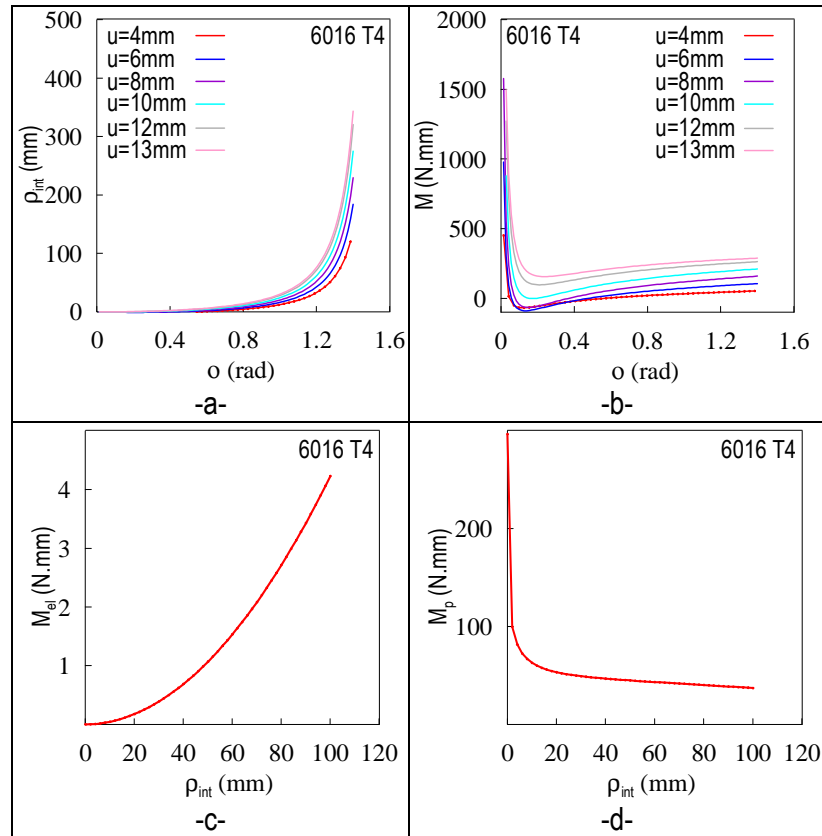


Figure 126. Evolution des paramètres du modèle analytique pour le 6016 T4 avec un coefficient de frottement de 0.2 et une épaisseur constante, (a) évolution du rayon de courbure de la peau interne en fonction de l'angle de ϕ pour différents déplacements de l'indenteur, (b) évolution du moment de flexion expérimental en fonction de ϕ pour différents déplacements de l'indenteur, (c) évolution de moment de flexion élastique théorique en fonction du rayon de courbure de la peau interne, (d) évolution de moment de flexion plastique théorique en fonction du rayon de courbure de la peau interne.

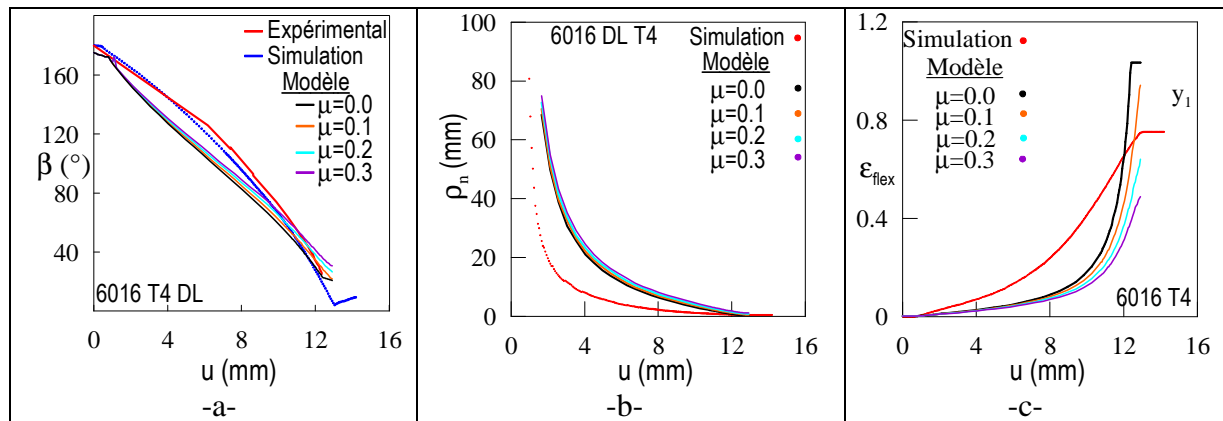


Figure 127. Evolution de différents paramètres en fonction du déplacement de l'indenteur pour les essais expérimentaux, la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique (pour lequel différentes valeurs du coefficient de frottement tôle/rouleau μ ont été étudiées) de l'alliage 6016 T4 en supposant $t_c = t$, (a) angle de pliage β , (b) rayon de courbure de la ligne neutre, (c) déformation de flexion.

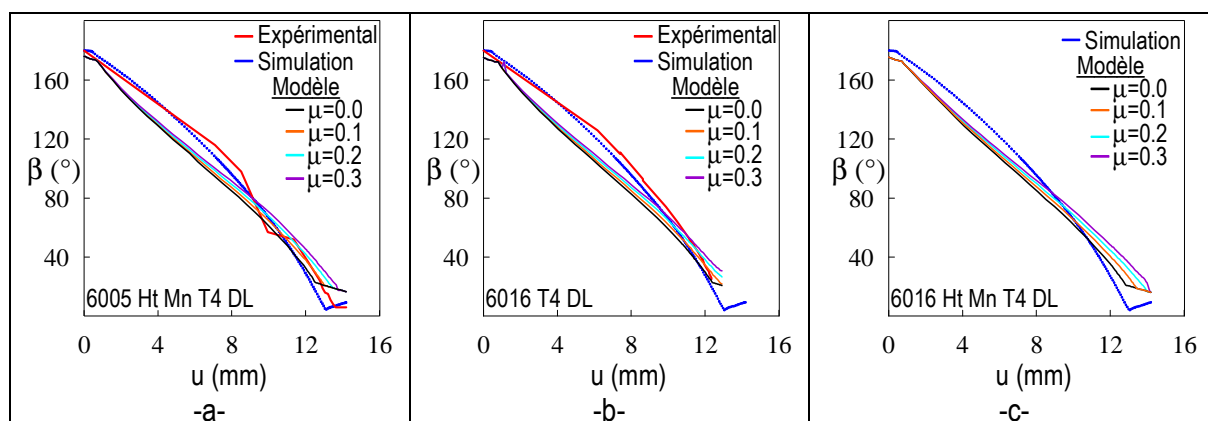


Figure 128. Evolution de l'angle de pliage β en fonction du déplacement de l'indenteur pour les essais expérimentaux, la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique (pour lequel différentes valeurs du coefficient de frottement tôle/rouleau μ ont été étudiées) en supposant $t_c=t$, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'état T4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

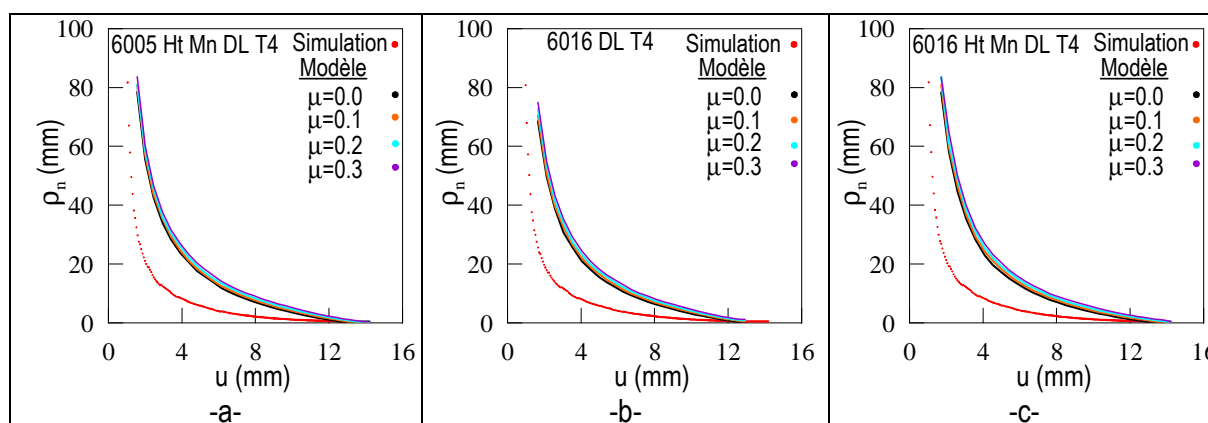


Figure 129. Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre en fonction du déplacement de l'indenteur pour la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique (pour lequel différentes valeurs du coefficient de frottement tôle/rouleau μ ont été étudiées) en supposant $t_c=t$, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'état T4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

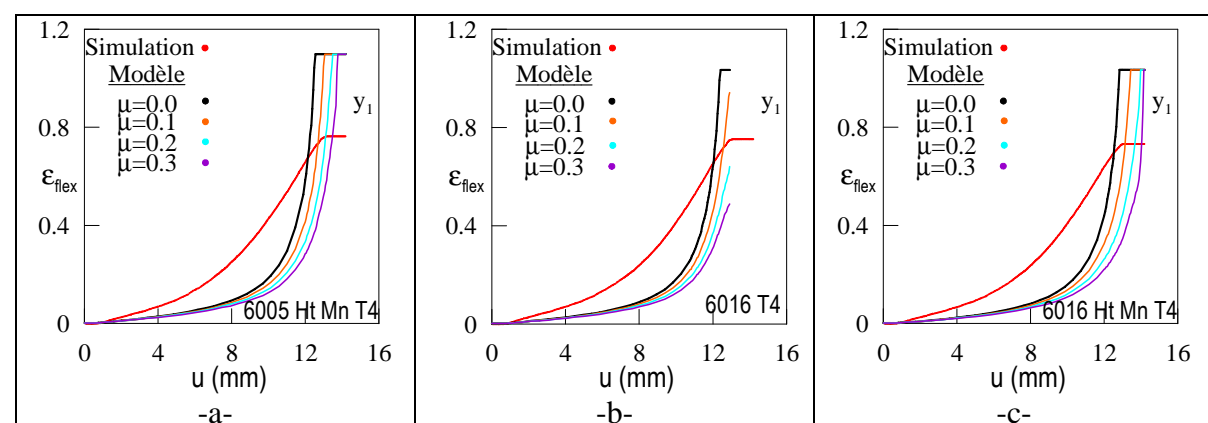


Figure 130. Evolution de la déformation de flexion en peau externe en fonction du déplacement de l'indenteur pour la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique (pour lequel différentes valeurs du coefficient de frottement tôle/rouleau μ ont été étudiées) en supposant $t_c=t$, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'état T4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

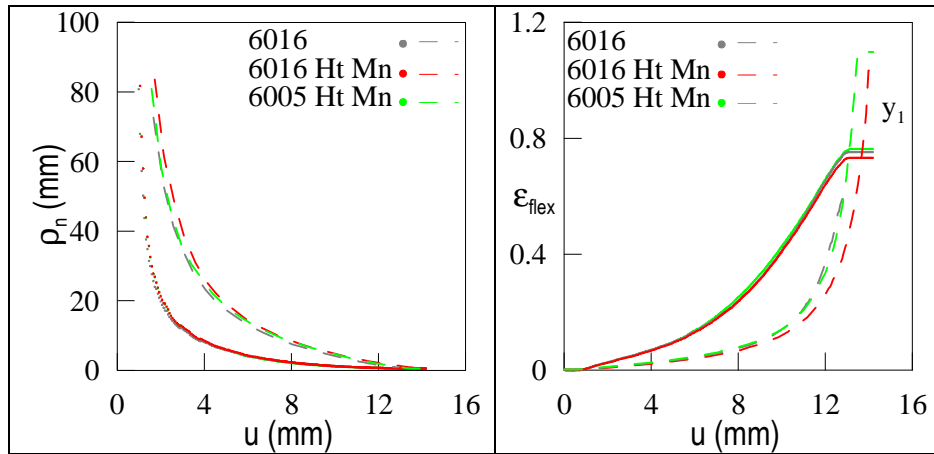


Figure 131. Comparaison de différents alliages à l'état T4 pour une simulation éléments finis avec un matériau homogène et un coefficient de frottement nul (traits pleins) et pour le modèle analytique en supposant $t_c=t$ et un coefficient de frottement $\mu=0.2$ (traits pointillés), (a) Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre en fonction du déplacement de l'indenteur, (b) Evolution de la déformation en flexion de la peau externe en fonction du déplacement de l'indenteur.

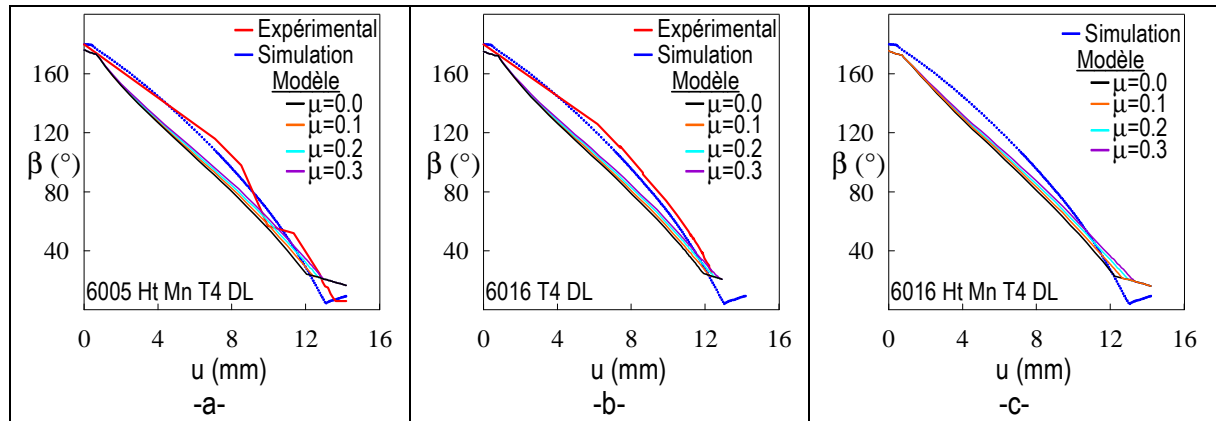


Figure 132. Evolution de l'angle de pliage β en fonction du déplacement de l'indenteur pour les essais expérimentaux, la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique en considérant une diminution de l'épaisseur de la tôle dans la zone pliée, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'état T4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

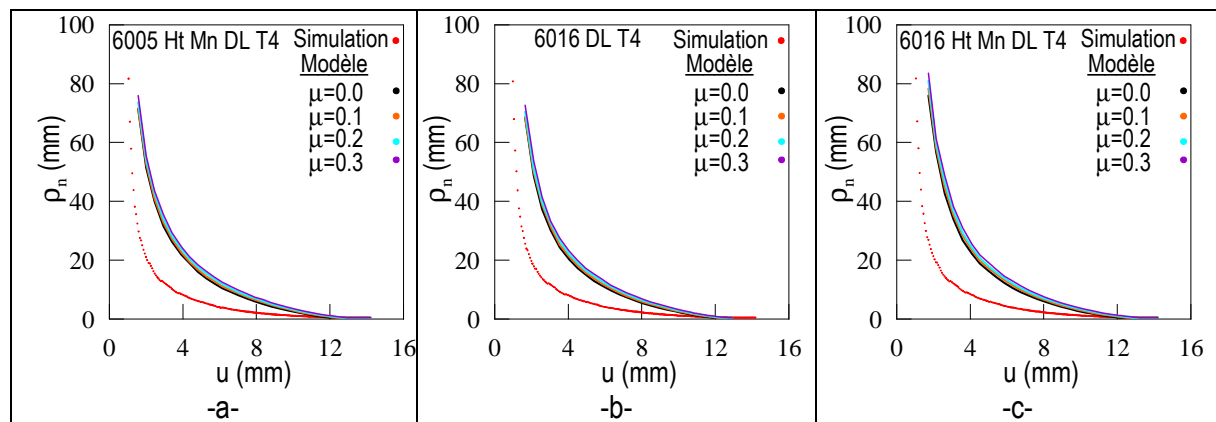


Figure 133. Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre en fonction du déplacement de l'indenteur pour la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique en considérant une diminution de l'épaisseur de la tôle dans la zone pliée, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'état T4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

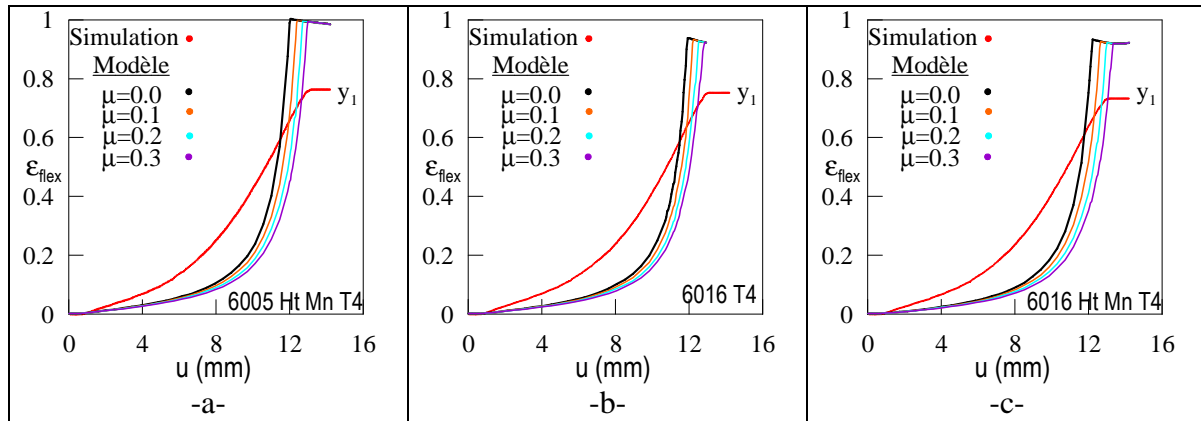


Figure 134. Evolution de la déformation de flexion en peau externe en fonction du déplacement de l'indenteur pour la simulation éléments finis d'un matériau homogène de frottement tôle/rouleau nul et le modèle analytique en considérant une diminution de l'épaisseur de la tôle dans la zone pliée, (a) 6005 Ht mn à l'état T4, (b) 6016 à l'étatT4, (c) 6016 Ht Mn à l'état T4.

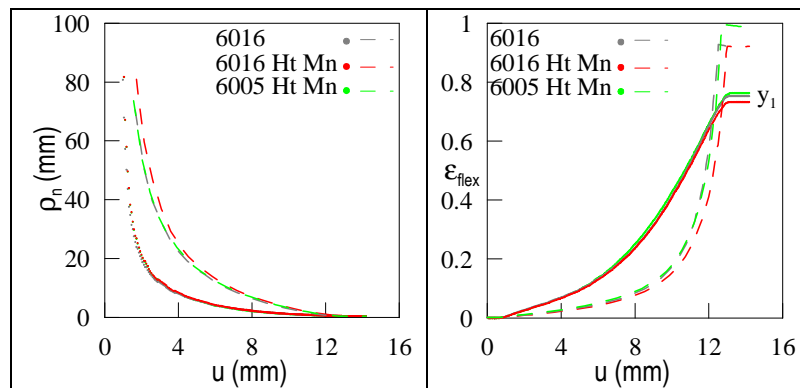


Figure 135. Comparaison de différents alliages à l'état T4 pour une simulation éléments finis avec un matériau homogène et un coefficient de frottement nul (traits pleins) et pour le modèle analytique en considérant une diminution de l'épaisseur de la tôle dans la zone pliée et un coefficient de frottement $\mu=0.2$ (traits pointillés), (a) Evolution du rayon de courbure de la ligne neutre en fonction du déplacement de l'indenteur, (b) Evolution de la déformation en flexion de la peau externe en fonction du déplacement de l'indenteur.

Alliage	Diminution de l'épaisseur	Frottement	β Erreur max/exp (%)	β Erreur max/F.e.m (%)	ε_{flex} Erreur max/F.e.m (%)
6005 Ht Mn	Oui	0.0	21	15	50
		0.1	19	13	55
		0.2	18	11	60
		0.3	17	10	65
	Non	0.0	18	12	50
		0.1	16	10	55
		0.2	15	8	61
		0.3	13	7	67
6016	Oui	0.0	21	17	48
		0.1	20	16	52
		0.2	18	14	56
		0.3	18	13	66
	Non	0.0	19	15	51
		0.1	18	14	57
		0.2	17	12	66
		0.3	15	11	68
6016 Ht Mn	Oui	0.0		13	47
		0.1		12	53
		0.2		11	62
		0.3		10	68
	Non	0.0		12	52
		0.1		11	60
		0.2		10	65
		0.3		9	71

Tableau 47. Erreurs relatives maximales effectuées sur les évolutions de l'angle de pliage et de la déformation de flexion.

ANNEXE M.

Analyse de la localisation de la déformation : Résultats complémentaires

M.1. Confrontation avec les résultats expérimentaux

Ces résultats sont tirés de la mesure de la moyenne des déformations de von Mises par couche de grains avec les protocoles expliqués dans le paragraphe IV. 3. 2.

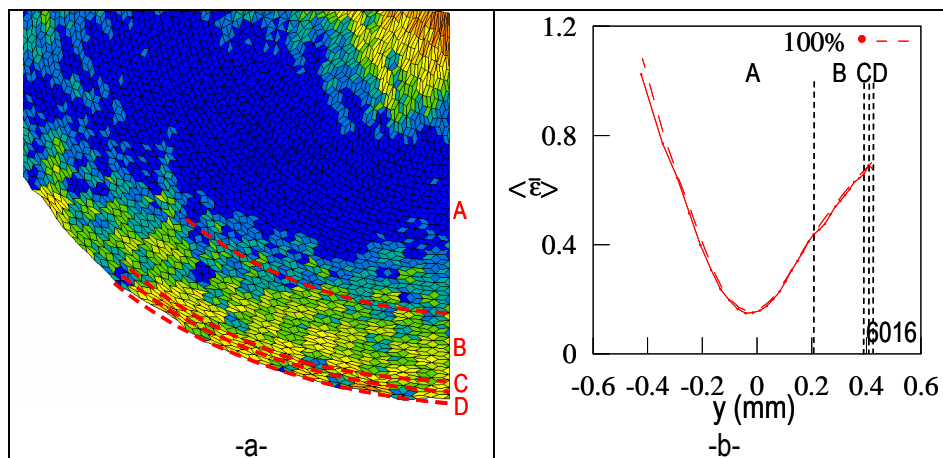


Figure 136. Représentation des largeurs caractéristiques de la localisation de la déformation dans la section du 6016 plié à 14.2 mm avec une répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor, (a) Cartographie de la déformation de von Mises, (b) Moyenne des déformations de von Mises par arc de cercle en fonction de la position de l'arc de cercle dans la section de l'échantillon dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

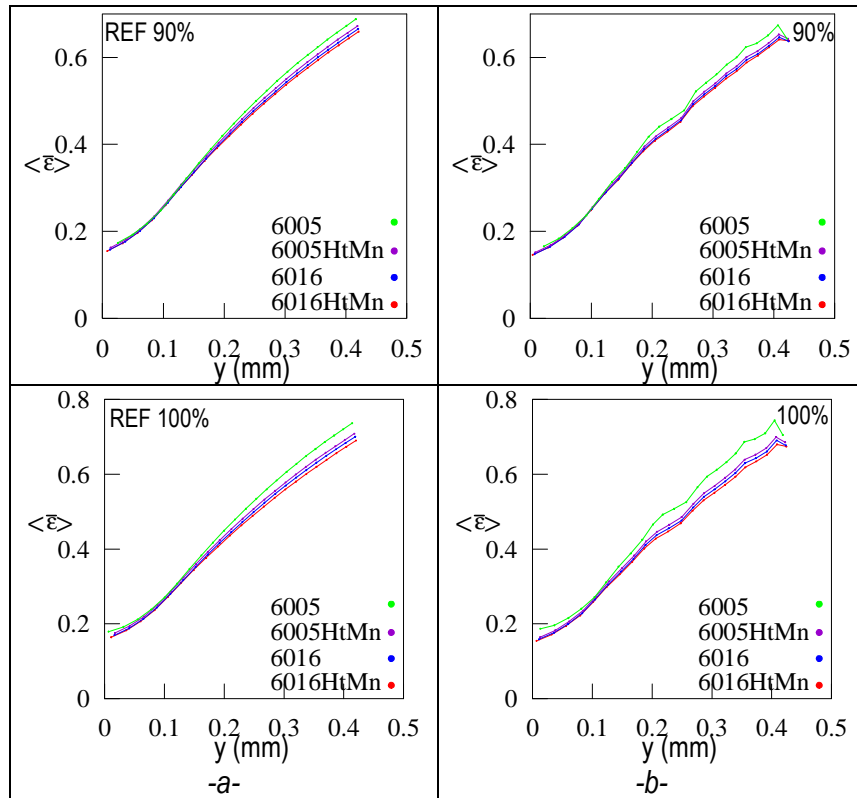


Figure 137. Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle pour les quatre alliages d'aluminium étudiés pour $u/U_r=0.9$ ou 1 dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près, (a) matériau homogène, (b) matériau avec une répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor.

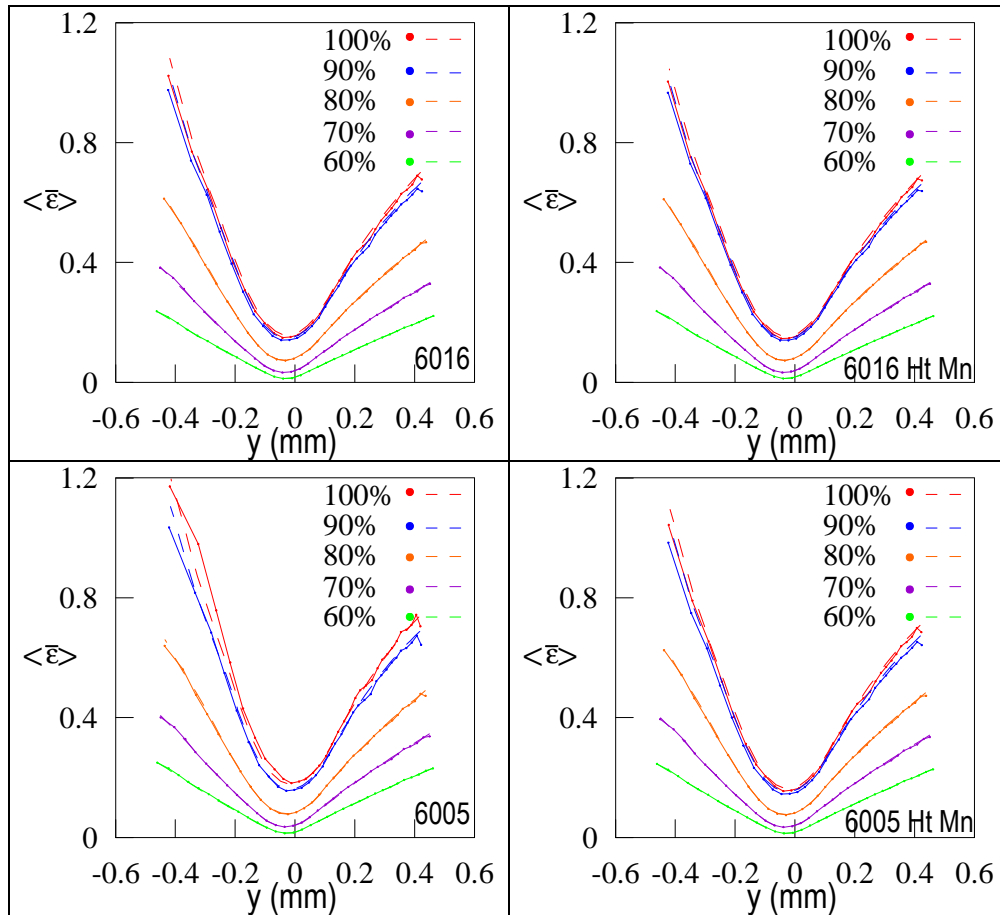


Figure 138. Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle pour les quatre alliages d'aluminium étudiés à l'état T4 dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près. Les traits pleins représentent un matériau avec une répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor et les traits en pointillés un matériau homogène.

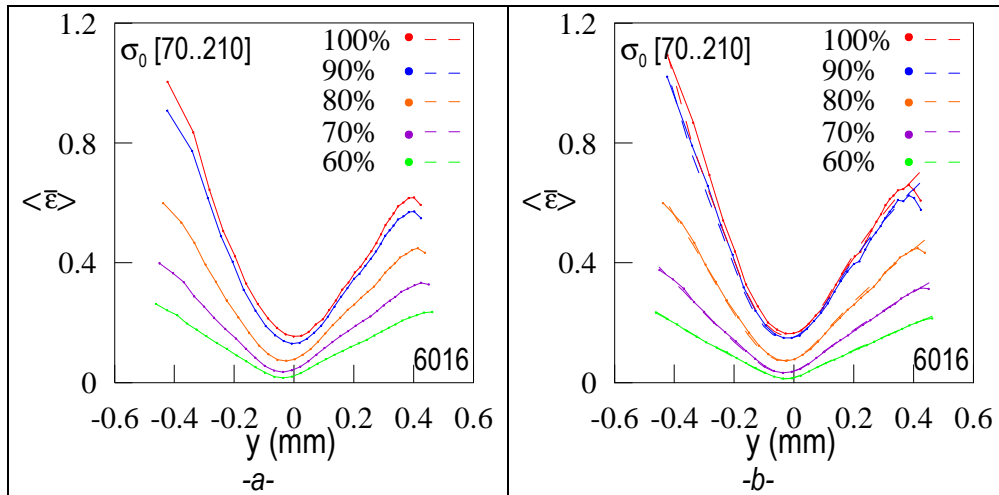


Figure 139. Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle pour le 6016 à l'état T4 ; les traits pleins représentent un matériau avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa et les traits en pointillés un matériau homogène, (a) Moyenne des déformations des grains dans une zone à largeur initiale identique durant le pliage (b) Moyenne des déformations des grains par arc de cercle dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près.

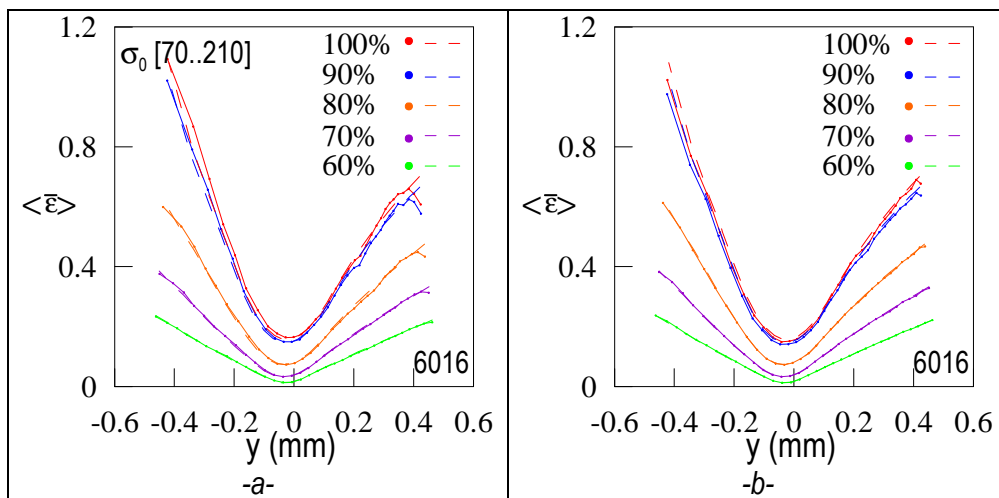


Figure 140. Evolution de la moyenne des déformations par arc de cercle durant une simulation de l'essai de pliage en fonction de la position de l'arc de cercle le long de l'épaisseur de la tôle pour le 6016 à l'état T4. La moyenne est faite dans une zone telle que le rayon de courbure de la peau externe soit identique à 1mm près. (a) Les traits pleins représentent un matériau avec une répartition aléatoire et équiprobable de σ_0 compris entre 70 et 210MPa et les traits en pointillés un matériau homogène, (b) Les traits pleins représentent un matériau avec une répartition aléatoire de σ_0 correspondant à la répartition du facteur de Taylor et les traits en pointillés un matériau homogène.

M.2. Influence de la largeur de la courbe de distribution de la limite d'élasticité

Ces résultats sont tirés de simulations d'un matériau hétérogène avec une distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 comprise entre [120..148MPa] ou [70..210MPa]. Les séries de simulations ont été effectuées avec les 9 mêmes répartitions spatiales de σ_0 .

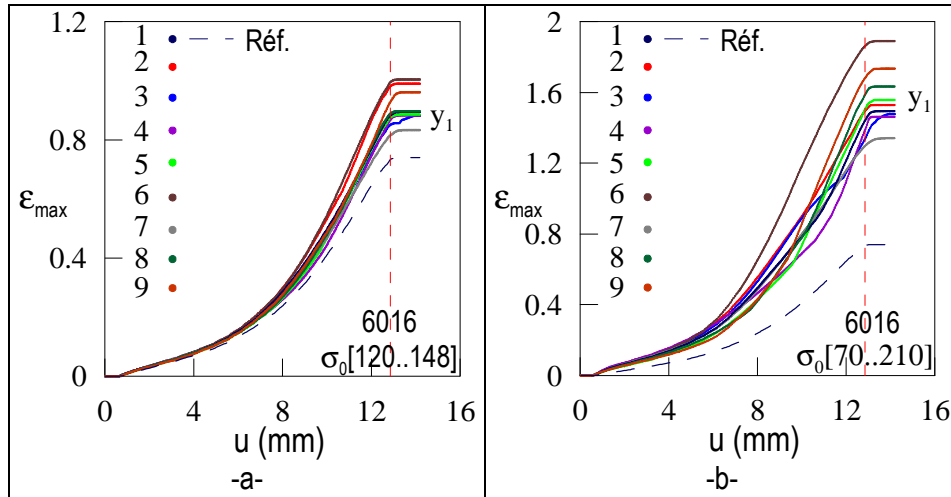


Figure 141. Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales différentes en fonction du déplacement de l'indenteur, (a) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [120..148MPa], (b) pour une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre [70..210MPa].

M.3. Influence de l'écrouissage en grande déformation

Ces résultats sont tirés de simulations d'un matériau hétérogène avec une distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 comprise entre [70..210MPa] et un coefficient d'écrouissage en grande déformation $\alpha=90$ ou 146MPa. Les séries de simulations ont été effectuées avec les 9 mêmes répartitions spatiales de σ_0 .

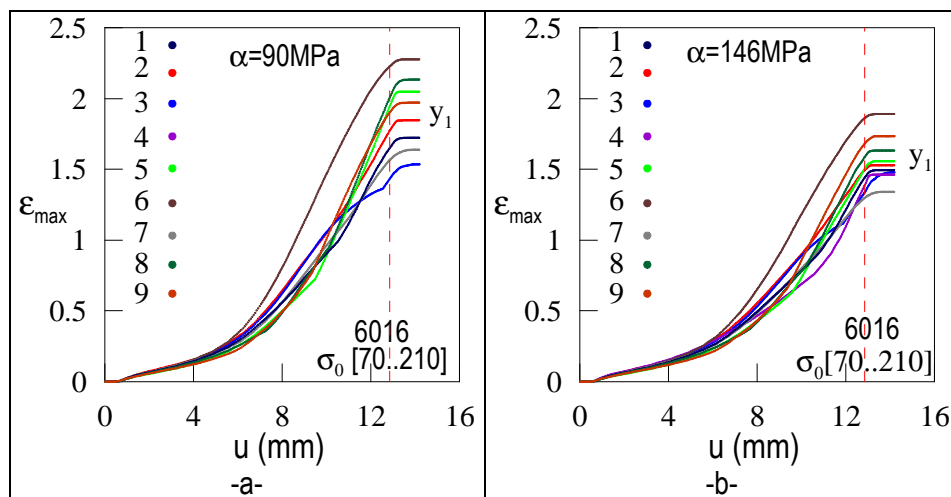


Figure 142. Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur durant la simulation de l'essai de pliage d'un matériau hétérogène avec un σ_0 distribué de manière aléatoire et équiprobable entre [70..210MPa] et un coefficient $\alpha=X$. (a) $\alpha=90$ MPa, (b) $\alpha=146$ MPa.

M.4. Influence de la répartition spatiale

Ces résultats sont tirés de simulations d'un matériau hétérogène avec x couche externe homogène. La distribution aléatoire et équiprobable de σ_0 est comprise entre [110..180MPa] dans la partie hétérogène. La limite d'élasticité dans la partie homogène est égale à 143MPa. Les sept premières couches de grains de la peau externe sont représentées.

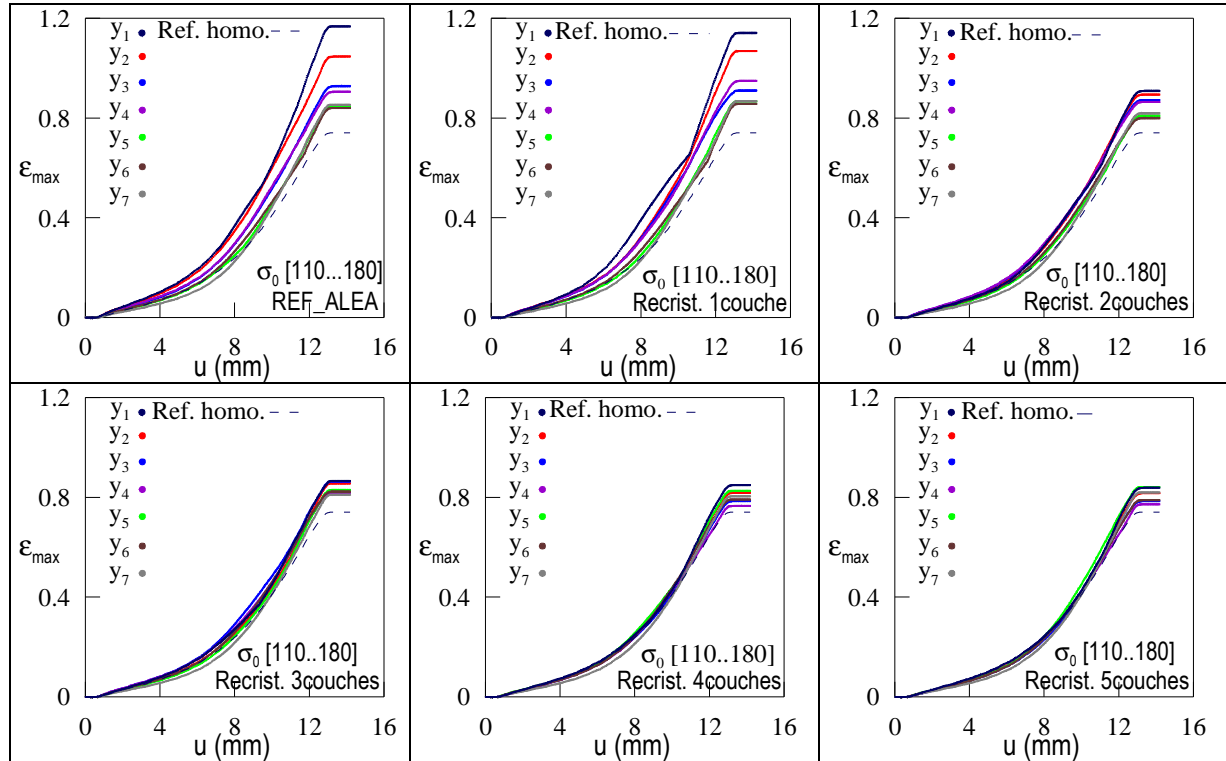


Figure 143. Evolution de ε_{max} pour sept couches de grains en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage pour un matériau hétérogène avec x couches de grains homogènes en peau externe et une distribution équiprobable et aléatoire de σ_0 comprise entre 110 et 180MPa.

M.5. Influence des paramètres expérimentaux**M.5.1 Influence des lois de comportements macroscopiques des matériaux étudiés**

Ces résultats sont tirés de simulations de l'essai de pliage d'une tôle homogène avec la loi de comportement de chaque alliage d'aluminium étudié. Les sept premières couches de grains de la peau externe sont représentées.

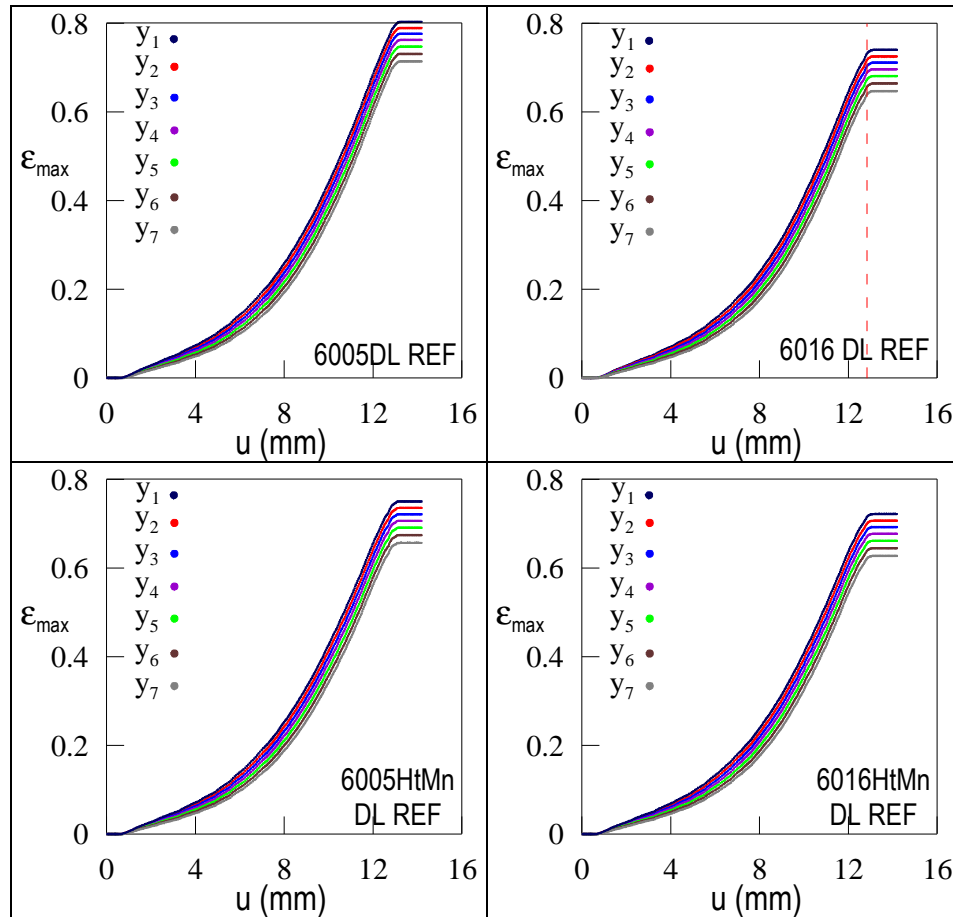


Figure 144. Evolution de ϵ_{\max} pour sept couches de grains en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage d'une tôle homogène pour chaque alliage d'aluminium.

M.5.2 Simulation de l'essai de pliage avec un matériau réel à répartition spatiale de la limite d'élasticité initiale identique

Ces résultats sont tirés de simulations de l'essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage. Les séries de simulations ont été effectuées avec les mêmes 9 répartitions spatiales de σ_0 .

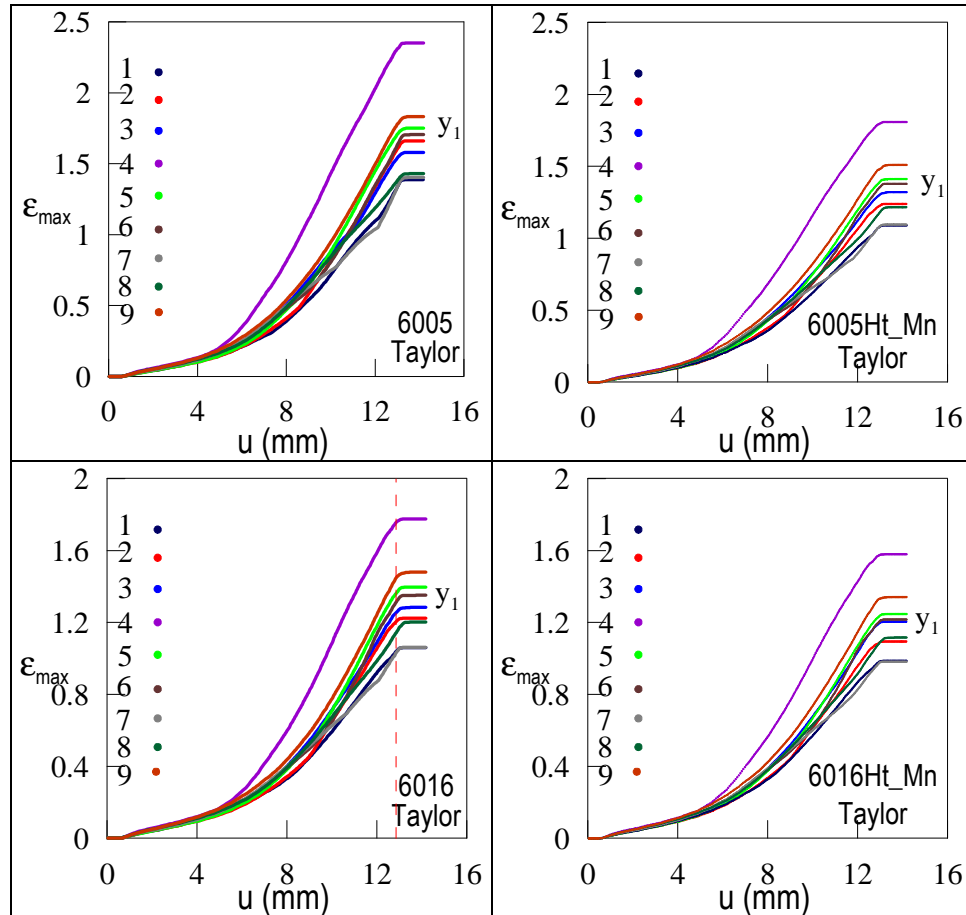


Figure 145. Evolution de ε_{\max} pour 9 répartitions spatiales de σ_0 en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage.

M.5.3 Simulation de l'essai de pliage avec un matériau réel à répartition spatiale de la limite d'élasticité initiale aléatoire

Ces résultats sont tirés de simulations de l'essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage. Chaque numéro correspond à une répartition spatiale de σ_0 différente. Les répartition spatiales sont également différentes entre alliages.

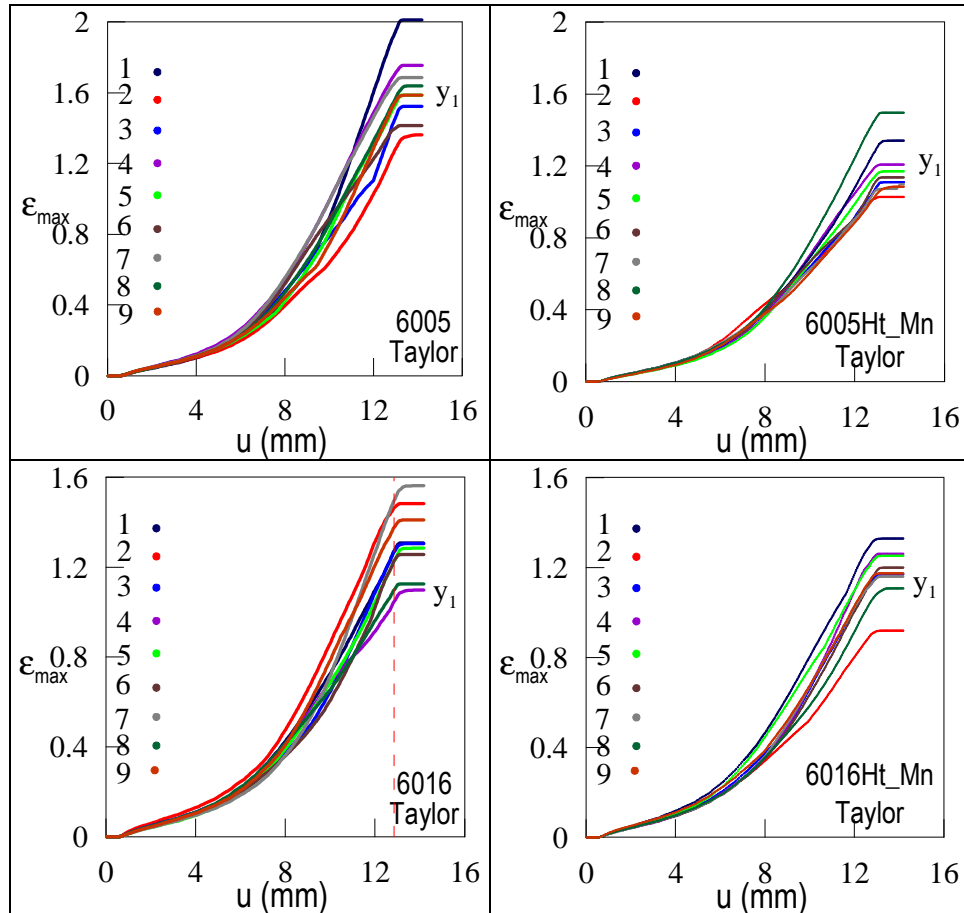


Figure 146. Evolution de ε_{\max} en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage d'une tôle hétérogène avec une distribution de σ_0 et une loi de comportement basée respectivement sur la distribution du facteur de Taylor et la loi de comportement de chaque alliage. Chaque numéro correspond à une répartition spatiale de σ_0 différente sur chaque graphique.

ANNEXE N.

Analyse de la formation d'instabilités de surface : Résultats complémentaires

Ces résultats sont tirés de simulations d'un matériau homogène avec une couche externe hétérogène. La distribution de σ_0 est comprise entre [110..180MPa] dans la couche hétérogène.

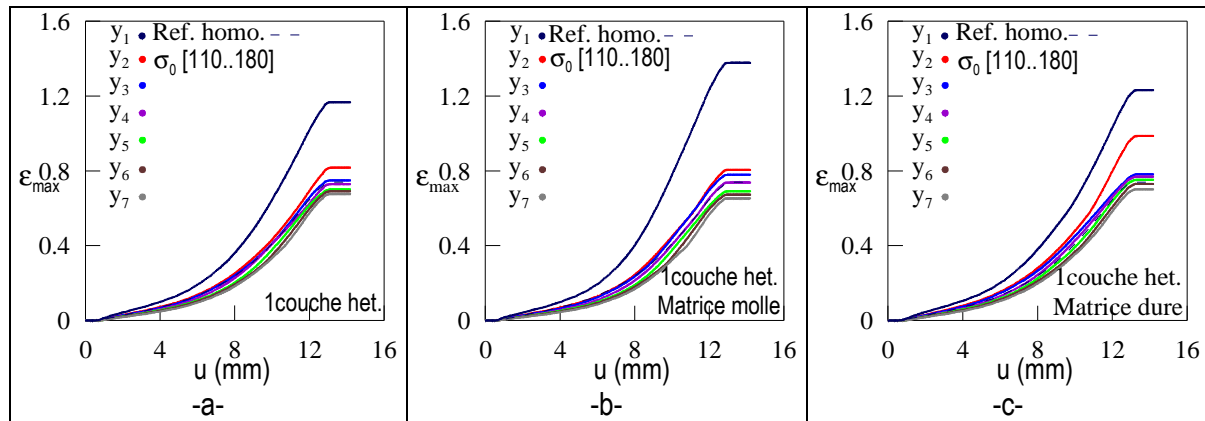


Figure 147. Evolution de ε_{max} pour sept couches de grains en fonction du déplacement de l'indenteur durant un essai de pliage pour un matériau hétérogène avec 1 couche de grains hétérogène en peau externe de σ_0 compris entre [110...180MPa] et une tôle homogène. (a) tôle homogène avec un $\sigma_0=143\text{MPa}$, (b) tôle homogène avec un $\sigma_0=100\text{MPa}$, (c) tôle homogène avec un $\sigma_0=190\text{MPa}$.

ANNEXE O.

Modèles de plasticité cristalline

Beaucoup de travaux ont démontré que la texture cristallographique d'un alliage jouait un rôle important dans la formabilité de celui-ci ([Tvergaard 1993], [Kuroda 2007], [Becker 1992], [Dao 2001]). Les textures typiques de laminage sont pour les alliages d'aluminium, le cuivre ($[112]<11-1>$), le laiton ($[110]<1-12>$), S ($[123]<63-4>$) tandis que les textures de recristallisation sont les textures Cube ($[100]<001>$) et Goss ($[110]<001>$) [Barlat, 1987]. Ces travaux se basent sur la théorie de la plasticité cristalline et les modèles qui en découlent pour simuler le comportement des alliages d'aluminium durant un chargement donné. Dans ce paragraphe, nous décrivons brièvement la théorie de la plasticité cristalline, les modèles de transition d'échelle ainsi que le modèle éléments finis utilisés dans cette thèse. L'ensemble de cette annexe prend appui sur les travaux de Asaro et al. ([Asaro 1985], [Asaro 2006]) ainsi que sur la description du modèle éléments finis écrit sur Abaqus de Huang [Huang.1991].

O.1. Théorie de la plasticité cristalline

O.1.1 Cinématique du cristal

La théorie de la plasticité cristalline considère que la déformation d'un grain est due au glissement cristallographique engendré par le mouvement des dislocations sur les systèmes actifs et à la distorsion élastique (pas de diffusion, maclage et glissement de joints de grains). Dans le cas des alliages d'aluminium, les systèmes de glissement du cfc ($\{111\}<110>$) avec pour plans de glissement $\{111\}$ de vecteurs normaux \underline{m} et pour vecteurs de glissement $\underline{s} <110>$ sont utilisés. La déformation plastique d'un cristal se produit par la déformation en cisaillement le long des systèmes de glissement α ($\underline{m}^{(\alpha)}, \underline{s}^{(\alpha)}$). On suppose que la contrainte résolue de cisaillement ou contrainte de Schmid est le moteur du glissement des plans.

Le gradient de vitesse de déformation $\underline{\underline{L}}$ peut être décomposé en une partie plastique $\underline{\underline{L}}^p$ et non-plastique (rotation solide et déformation élastique du réseau) $\underline{\underline{L}}^*$ telle que :

$$\underline{\underline{L}} = \underline{\underline{L}}^p + \underline{\underline{L}}^* \quad (123)$$

La partie plastique est composée de la somme des valeurs de glissement sur un nombre déterminé de systèmes telle que :

$$\underline{\underline{L}}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{s}^{(\alpha)} \otimes \underline{m}^{(\alpha)} \quad (124)$$

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ est la vitesse de glissement

$\underline{s}^{(\alpha)}$ est la direction de glissement du système α

$\underline{m}^{(\alpha)}$ est la normale au plan du système de glissement α

La partie élastique peut être décomposée en une partie symétrique de déformation et antisymétrique de rotation du réseau telle que :

$$\underline{\underline{L}}^* = \underline{\underline{D}}^* + \underline{\underline{\Omega}}^* \text{ avec } \underline{\underline{D}}^* = \frac{1}{2}(\underline{\underline{L}}^* + \underline{\underline{L}}^{*\top}), \underline{\underline{\Omega}}^* = \frac{1}{2}(\underline{\underline{L}}^* - \underline{\underline{L}}^{*\top}) \quad (125)$$

0.1.2 Comportement rigide plastique

Ce comportement est souvent appliqué à des cas en basse température. Schmid a proposé une loi de cisssion critique pour activer les systèmes de glissement. Ce critère stipule qu'une valeur critique de la cisssion résolue τ_c^α est nécessaire pour initier un glissement significatif sur le système α . Fortunier [Fortunier 1987] a résumé le critère sous la forme d'un problème de complémentarité linéaire:

$$\begin{cases} \tau^\alpha - \tau_c^\alpha \leq 0 \\ \dot{\gamma}^\alpha \geq 0 \\ (\tau^\alpha - \tau_c^\alpha) \dot{\gamma}^\alpha = 0 \end{cases} \quad (126)$$

La première inégalité signifie que la cisssion résolue ne peut dépasser la cisssion résolue critique. La seconde inégalité permet de définir que le glissement est toujours positif tandis que la troisième équation permet de définir la cisssion résolue nécessaire pour activer le glissement sur le système α .

De plus, la cisssion résolue $\tau^{(\alpha)}$ appliquée au système α peut être reliée au tenseur déviateur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}_d$ à l'aide de la loi de Schmid tel que

$$\tau^{(\alpha)} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \text{ avec } \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} = \frac{1}{2}(\underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} + \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{s}}^{(\alpha)}) \quad (127)$$

Pour déterminer les systèmes de glissement activés sur un monocristal, Taylor (1938) ainsi que Bishop et Hill (1951), ont utilisés deux critères énergétiques qui ont été démontrés comme équivalents. Taylor (1938) énonce que, parmi les combinaisons possibles de $\dot{\gamma}^\alpha$, la bonne solution est celle qui minimise la puissance plastique interne (128) tandis que Bishop et Hill (1951) déclarent que, parmi les champs de contraintes possibles, la bonne solution doit maximiser la puissance de déformation plastique externe (129).

$$P^{\text{int}} = \sum_{\alpha} \tau^\alpha \dot{\gamma}^\alpha \text{ minimale} \quad (128)$$

$$P^{\text{ext}} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{D}}^p \text{ maximale} \quad (129)$$

Fortunier [Fortunier 1987] a résumé le problème à résoudre de la manière suivante :

$$\begin{cases} \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} = \underline{\underline{D}}^p \\ \tau_c^{(\alpha)} - \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \geq 0 \\ \dot{\gamma}^\alpha \geq 0 \\ \sum_{\alpha} \tau_c^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)} - \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{D}}^p = 0 \end{cases} \quad (130)$$

A l'aide des inéquations et des composantes de déformation ou de contraintes connues, on peut, dans un premier temps, déterminer les systèmes de glissement activés. A partir de ce point, il suffit de résoudre le système d'équations et trouver l'ensemble des vitesses de glissement $\dot{\gamma}^\alpha$. Cependant, selon le nombre de systèmes activés, plusieurs solutions peuvent être obtenues. On parle d'indétermination cinématique d'ordre n où n est la différence entre le nombre d'inconnues (ici le nombre de systèmes activés) et le nombre d'équations (ici le nombre de composantes de déformations connues). L'ensemble de ces solutions est dit de premier ordre. Cette indétermination est souvent due au degré de symétrie des systèmes. Afin de résoudre cette indétermination, une des solutions proposées est d'utiliser les solutions obtenues au premier ordre et de leur appliquer un critère stipulant que la vitesse de glissement reste continue. Ce critère signifie que les systèmes activés en premier ordre doivent rester critiques durant un incrément dt de temps.

O.1.3 Comportement viscoplastique

Le comportement viscoplastique correspond à un comportement à haute température ($T > 0.4T_{\text{fusion}}$). Ce comportement est soumis à des processus thermiquement activés. Peirce (1983) a relié la vitesse de glissement à l'aide d'une loi puissance à la contrainte de cisaillement $\tau^{(\alpha)}$ sur le système de glissement α tel que

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{\frac{1}{m}} \quad \text{et} \quad \tau^{(\alpha)} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \quad (131), (132)$$

où $\dot{\gamma}_0$ est la vitesse de glissement de référence qu'on suppose identique pour tous les systèmes

m est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation

$g^{(\alpha)}$ est la dureté du système de glissement définie par

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} \left| \dot{\gamma}^{(\beta)} \right| \quad (133)$$

avec $h_{\alpha\alpha}$ le module d'autoécrouissage et $h_{\alpha\beta}$ l'écrouissage latent tels que

$$h_{\alpha\alpha} = h = h_0 \left(1 + \frac{h_0 \gamma_a}{\tau_0 n} \right)^{n-1} \quad \text{et} \quad h_{\alpha\beta} = qh \quad (134)$$

où τ_0 est la valeur initiale de $g^{(\alpha)}$, h_0 est le durcissement initial, n est le coefficient d'écrouissage. La variable q est égale à 1 pour les systèmes coplanaires et q est compris entre 1 et 1.4 pour les autres systèmes.

Les vitesses de glissement des états actualisés sont cumulées tel que la déformation totale sur le système α soit

$$\gamma_a = \int_0^t \sum_{\alpha} \left| \dot{\gamma}^{(\alpha)} \right| dt \quad (135)$$

Asaro et Needleman (1982) ont proposé une autre formulation du module de durcissement :

$$h_{\alpha\alpha} = h = h_0 \operatorname{sech}^2 \left(\frac{h_0 \gamma_a}{\tau_s - \tau_0} \right) \quad (136)$$

où τ_0 représente la contrainte d'écoulement et τ_s est la contrainte où une large déformation plastique s'initie.

Bassani et Wu (1991) ont proposé un module d'écrouissage tenant compte des trois stades de durcissement (**Figure 148**).

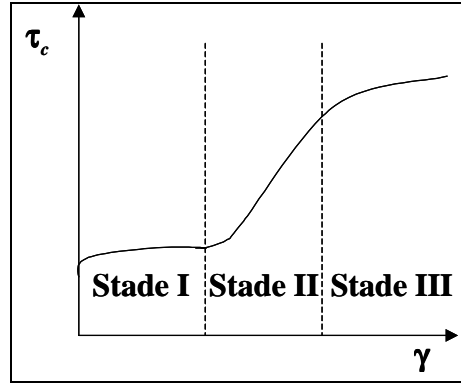


Figure 148. Evolution de l'écrouissage d'un monocristal.

$$h_{\alpha\alpha} = h = \left((h_0 - h_s) \operatorname{sech}^2 \left(\frac{h_0 \gamma_a}{\tau_s - \tau_0} \right) + h_s \right) G \quad (137)$$

où h_s est le module de durcissement durant le glissement facile (stage I) et G une fonction associée au durcissement inter-systèmes telle que

$$G = 1 + \sum f_{\alpha\beta} \tanh \left(\frac{\gamma}{\gamma_0} \right) \quad (138)$$

où γ_0 représente le taux de glissement après lequel l'interaction entre les systèmes de glissement atteint un pic de contrainte et où chaque $f_{\alpha\beta}$ représente l'amplitude de contrainte d'une interaction de glissement particulière.

Pour de faibles valeurs de m ($m < 0.05$), les résultats obtenus sont proches de ceux trouvés avec une loi rigide-plastique. De ce fait, pour des travaux à froid, cette loi est préférée à la loi rigide-plastique car elle permet d'éviter les indéterminations du problème de Taylor, Bishop et Hill. En effet, en remplaçant $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ avec l'équation (131) dans le système d'équations (130) et en utilisant la loi de Schmid (127), on réduit le nombre d'inconnues au nombre de composantes inconnues du tenseur des contraintes. Dans le cas du modèle de Taylor FC par exemple, on obtient alors un système constitué de cinq équations pour cinq inconnues. Une fois que les composantes du tenseur de contraintes sont connues, on peut calculer les cisaillements résolus et connaître les systèmes actifs. Il ne reste plus qu'à calculer le glissement de chaque système par (131), la rotation du cristal due à la partie élastique $\underline{\underline{\Omega}}^*$ par (123) et (125) sachant que $\underline{\underline{L}}$ est donné.

O.2. Mécanique du polycristal et modèles de transition d'échelle

Un polycristal est un ensemble de grains d'orientations cristallines divers. Lorsque l'on soumet ce polycristal à un état de contraintes ou de déformations macroscopiques, chaque grain se déforme par glissement des plans cristallins en tenant compte de la déformation de leurs voisins. Les polycristaux sont souvent sujet à de la localisation de la déformation du fait de l'hétérogénéité du comportement des grains. Beaucoup de modèles ont été proposés tenant en compte ou pas l'interaction entre les grains voisins. Les deux modèles les plus connus sont le modèle développé par Taylor en 1938 et le modèle de Sachs, proposé en 1928, appelé aujourd'hui modèle statique. Cependant, ces modèles ne prennent pas en compte l'interaction entre les grains voisins. La combinaison progressive de la plasticité cristalline et des éléments finis a permis de mettre fin à ce problème d'interaction. Dans ce paragraphe,

nous proposons de décrire brièvement le modèle statique et le modèle de Taylor ainsi que les extensions du modèle de Taylor que nous avons utilisés dans cette thèse.

O.2.1 Modèle statique

L'idée de base de ce modèle, qui a été proposé par Sachs en 1928 puis amélioré par Kochendörfer (1941) et Bishop et Hill (1951), stipule que l'état de contrainte dans l'ensemble des grains est égal à la contrainte macroscopique du polycristal tandis que le gradient de vitesse peut changer de grain à grain. Ce concept donna naissance à ce que l'on appelle maintenant le modèle statique. Le polycristal commence à se déformer dès qu'une cisssion résolue critique est atteinte sur un plan de glissement en utilisant une loi de comportement viscoplastique **(131)**, **(132)**. Cette hypothèse permet de donner une borne inférieure à la puissance de déformation plastique. Aucun problème de discontinuité du champ de contraintes entre les grains existe. Cependant, une discontinuité en déformation entre les grains est possible. Cette incompatibilité géométrique entre les grains fait que ce modèle est largement moins utilisé que le modèle de Taylor pour décrire l'évolution des textures.

O.2.2 Modèle de Taylor Full Constraint et Relaxed Constraint

Le modèle de Taylor « Full constraint » suppose que l'état de déformation est identique dans l'ensemble des grains et est égale à l'état de déformation macroscopique. Ce modèle permet, par ce biais, de respecter la compatibilité géométrique entre les grains. Le but de ce modèle est alors de déterminer la combinaison de plans de glissement actifs nécessaire pour obtenir cet état de déformation dans chaque grain. En connaissant les systèmes actifs de glissement dans chaque grain, les déformations de cisaillement et leur état de contrainte associé, on peut calculer le tenseur de contrainte macroscopique $\underline{\underline{\sigma}}$ qui est défini comme la moyenne de $\underline{\underline{\sigma}}$ pris dans chaque grain telle que

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{1}{N_g} \sum_{\alpha=1}^{N_g} \underline{\underline{\sigma}}^{(\alpha)} \quad \text{avec } N_g \text{ le nombre de grains} \quad (139)$$

Le modèle de Taylor dit à « contraintes relâchées » permet d'adoucir l'hypothèse première du modèle de Taylor « Full Constraint » en utilisant des conditions aux limites mixtes en contrainte et en déformation [Honneff 1978]. En effet, il a été observé que pour des formes particulières de grains (grains allongés, plats), il n'était pas nécessaire d'imposer les composantes en cisaillement, L_{13} (modèle dit « Lath ») et L_{23} (modèle dit « pancake »). Ce « relâchement » des composantes de cisaillement permet d'assouplir l'incompatibilité en contrainte entre les grains voisins. Cependant, ces modèles dits « à contrainte relâchées » sont discutables. En effet, lors du cisaillement des grains allongés, l'incompatibilité en déformation peut être non négligeable car le déplacement dans le plan principal des grains peut être important.

L'ensemble des modèles de Taylor utilise une loi de comportement rigide plastique comme définie dans O.1.2. La formulation du champ de déformation macroscopique est nécessaire à l'utilisation de ce modèle. Les résultats obtenus sont l'évolution du facteur de Taylor, des orientations cristallines et des composantes de contraintes. Le facteur de Taylor $M(g)$, compris entre 2 et 4 approximativement, permet alors de caractériser la dureté d'un grain g . Ce facteur relie les paramètres macroscopiques ($\sigma_0, \dot{\epsilon}$) d'un essai aux paramètres microscopiques ($\tau, \dot{\gamma}$).

$$M(g) = \frac{\dot{W}(g)}{\tau_c \dot{\epsilon}} = \frac{\sum \dot{\gamma}^s(g)}{\dot{\epsilon}} = \frac{\sigma_0}{\tau_c(g)} \quad (140)$$

où $\dot{W}(g)$, $\dot{\gamma}(g)$, $\tau_c(g)$ et σ_0 sont respectivement la puissance plastique, la vitesse de glissement, la contrainte de cisaillement critique des systèmes d'un grain g et la limite d'élasticité.

Nous faisons remarquer que, dans notre cas, nous utilisons un modèle de type Taylor développé à l'école des Mines par Claire Maurice puis Romain Quey [Quey 2007]. Ce modèle utilise une loi de comportement viscoplastique sans écrouissage ($g^{(\alpha)} = \text{constante}$) afin d'éliminer les indéterminations du comportement rigide-plastique tel que

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_0^{(\alpha)}} \right|^{\frac{1}{m}} \quad (141),$$

$$\text{et } \tau^{(\alpha)} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \quad (142)$$

où $\dot{\gamma}_0$ et τ_0 sont respectivement la vitesse de glissement et la cission résolue critique de référence qu'on peut prendre identique pour tous les systèmes. La cission résolue critique pour les systèmes étudiés est prise à 1. m est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation que l'on prend très faible dans notre cas (insensibilité à la vitesse de déformation). L'interaction intergranulaire introduite dans le modèle n'a pas été utilisée.

O.3. Implémentation d'une loi de plasticité cristalline dans ZeBuLon

O.3.1 Théorie

Considérons la transformation de voisinage $dx = \underline{\underline{F}}dX$ entre la configuration initiale et la configuration finale. On suppose que cette transformation peut être décomposée en une partie élastique et une partie plastique. La transformation plastique correspond au glissement cristallographique sans allongement de maille et sans rotation. La transformation élastique correspond à une rotation du réseau cristallin en négligeant la déformation élastique. La transformation de voisinage est donc généralement décomposée en

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{E}}\underline{\underline{P}} \quad (143)$$

où $\underline{\underline{E}}$ et $\underline{\underline{P}}$ représentent les parties élastique et plastique respectivement.

Le gradient de vitesse de déformation $\underline{\underline{L}}$ peut être décomposé en une partie plastique $\underline{\underline{L}}^p$ et non-plastique (rotation solide et déformation élastique du réseau) $\underline{\underline{L}}^*$ telle que :

$$\underline{\underline{L}} = \underline{\underline{L}}^p + \underline{\underline{L}}^* \quad (144)$$

L'implémentation de la loi de comportement dans ZeBulon est résumée sur la Figure 149. La partie plastique, déterminée dans la configuration de référence, est composée de la somme des valeurs de glissement sur un nombre déterminé de systèmes telle que :

$$\underline{\underline{L}}^p = \underline{\underline{D}}^p + \underline{\underline{\Omega}}^p = \dot{\underline{\underline{P}}}\underline{\underline{P}}^{-1} = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} + \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{w}}^{(\alpha)} = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} \quad (145)$$

$$\underline{\underline{p}}^{(\alpha)} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} + \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \right) \quad (146)$$

$$\underline{\underline{w}}^{(\alpha)} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} - \underline{\underline{m}}^{(\alpha)} \otimes \underline{\underline{s}}^{(\alpha)} \right) \quad (147)$$

$$\|\underline{\underline{s}}^{(\alpha)}\| = 1, \|\underline{\underline{m}}^{(\alpha)}\| = 1 \quad (148)$$

$\underline{\underline{D}}^p$ est la vitesse de déformation plastique (partie symétrique de $\underline{\underline{L}}^p$)

$\underline{\underline{W}}^p$ est la rotation plastique (partie antisymétrique de $\underline{\underline{L}}^p$)

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ est la vitesse de glissement du système α

$\underline{\underline{s}}^{(\alpha)}$ est la direction de glissement du système α

$\underline{\underline{m}}^{(\alpha)}$ est la normale du plan au système de glissement α

Dans la configuration déformée, on peut recalculer $\underline{\underline{L}}^p$ en actualisant $\underline{s}^{(\alpha)}$ et $\underline{m}^{(\alpha)}$. Pour cela, il suffit de déterminer auparavant $\underline{\underline{E}}$ en dérivant (143) connaissant $\underline{\underline{F}}$. La direction de glissement réactualisée $\underline{s}^{*(\alpha)}$ et la normale réactualisée $\underline{m}^{*(\alpha)}$ du système α dans la configuration finale sont

$$\underline{s}^{*(\alpha)} = \underline{\underline{E}} \underline{s}^{(\alpha)} \quad (149)$$

$$\underline{m}^{*(\alpha)} = \underline{m}^{(\alpha)} \underline{\underline{E}}^{-1} \quad (150)$$

La partie plastique du gradient des vitesses $\underline{\underline{L}}^p$, dans la configuration finale, est donc donnée par

$$\underline{\underline{L}}^p = \dot{\underline{\underline{P}}} \underline{\underline{P}}^{-1} = \underline{\underline{D}}^p + \underline{\underline{\Omega}}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{s}^{*(\alpha)} \otimes \underline{m}^{*(\alpha)} \quad (151)$$

La partie non plastique $\underline{\underline{L}}^*$, déterminée dans la configuration finale, combine la déformation élastique du réseau $\underline{\underline{D}}^*$ et la rotation de corps solide $\underline{\underline{\Omega}}^*$:

$$\underline{\underline{L}}^* = \dot{\underline{\underline{E}}} \underline{\underline{E}}^{-1} = \underline{\underline{D}}^* + \underline{\underline{\Omega}}^* \text{ avec } \underline{\underline{D}}^* = \frac{1}{2}(\underline{\underline{L}}^* + \underline{\underline{L}}^{*T}), \underline{\underline{\Omega}}^* = \frac{1}{2}(\underline{\underline{L}}^* - \underline{\underline{L}}^{*T}) \quad (152)$$

Pour chaque système de glissement, le facteur de Schmid $\underline{p}^{(\alpha)}$ et $\underline{w}^{(\alpha)}$ sont réactualisés dans le repère suivant tel que

$$\underline{p}^{*(\alpha)} = \frac{1}{2}(\underline{s}^{*(\alpha)} \otimes \underline{m}^{*(\alpha)} + \underline{m}^{*(\alpha)} \otimes \underline{s}^{*(\alpha)}) \text{ et } \underline{w}^{*(\alpha)} = \frac{1}{2}(\underline{s}^{*(\alpha)} \otimes \underline{m}^{*(\alpha)} - \underline{m}^{*(\alpha)} \otimes \underline{s}^{*(\alpha)}) \quad (153)$$

La rotation du réseau de la partie plastique $\underline{\underline{\Omega}}^p$ dans la configuration finale est calculée telle que

$$\underline{\underline{L}}^p = \underline{\underline{D}}^p + \underline{\underline{\Omega}}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{s}^* \otimes \underline{m}^* \quad (154)$$

avec $\underline{\underline{\Omega}}^p = \underline{\underline{\Omega}} - \underline{\underline{\Omega}}^* = \sum_{\alpha} \underline{w}^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)}$ partie antisymétrique de $\underline{\underline{L}}^p$

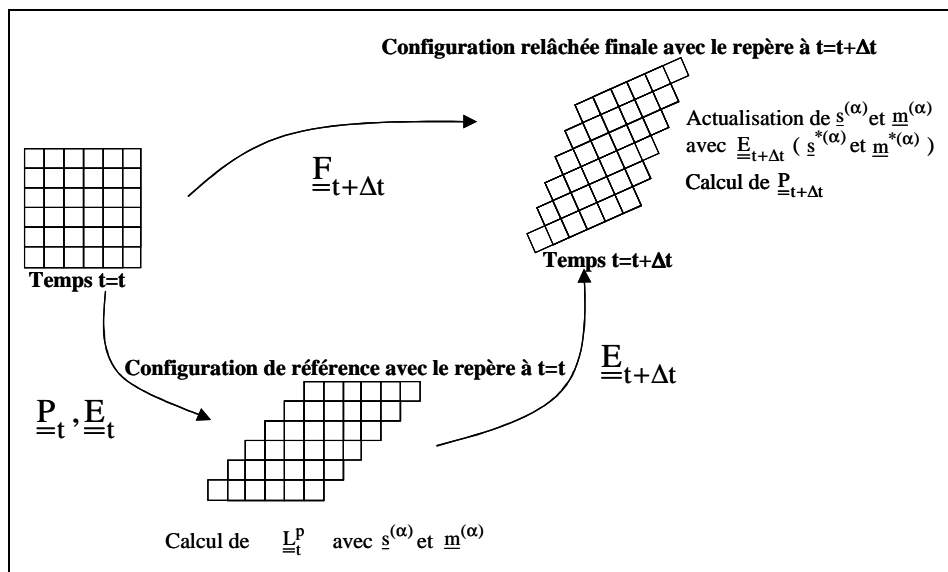


Figure 149. Cinématique d'un solide élasto-plastique avec une configuration relâchée isocline pour calculer l'incrément des variables du temps t à $t+\Delta t$ avec une méthode de type explicite.

Les propriétés élastiques sont supposées ne pas être affectées par le glissement. De ce fait, la contrainte est déterminée seulement par la partie élastique ($\underline{\underline{E}}$). La dérivée Jaumann du tenseur de contrainte, calculée dans la configuration déformée, permet de supprimer la vitesse de rotation du réseau due au changement de configuration telle que

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^* = \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{\Omega}}^* \cdot \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}}^* = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{D}}^* = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{D}} - \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \text{ avec } \underline{\underline{\Omega}}^* = -\underline{\underline{Q}}^{-1} \dot{\underline{\underline{Q}}} = \dot{\underline{\underline{Q}}}^{-1} \underline{\underline{Q}} \quad (155)$$

$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^*$ est la dérivée de Jaumann permettant de faire abstraction de la composante de contrainte due à la rotation

$\underline{\underline{\sigma}}$ est le tenseur de contrainte de Cauchy

$\underline{\underline{D}}$ est le tenseur de vitesse de déformation totale

$\underline{\underline{C}}$ est le tenseur du module élastique

En considérant que $\underline{\underline{\Omega}}^* = \underline{\underline{\Omega}} - \underline{\underline{\Omega}}^p$, on peut écrire

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{D}} - \underline{\underline{K}} \quad (156)$$

$$\underline{\underline{K}} = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left(\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} + \underline{\underline{w}}^{(\alpha)} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{w}}^{(\alpha)} \right) \quad (157)$$

O.3.2 Loi de comportement

Cailletaud et al.[Cailletaud, 2003] ont utilisé les théories évoquées dans le paragraphe précédent pour fabriquer un modèle dans le logiciel d'éléments finis ZéBuLoN sous la dénomination mandel_crystal. Le modèle est basé sur la déformation par glissement de plans cristallographiques dans le grain et la décomposition multiplicative du gradient de la déformation en une partie élastique et plastique (143). L'écoulement plastique est le résultat du glissement de N systèmes caractérisés par la normale au plan $\underline{\underline{m}}^{(\alpha)}$ et la direction de glissement $\underline{\underline{s}}^{(\alpha)}$ tel que

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)} - r^{(\alpha)}}{K} \right|^n \text{ et } \tau^{(\alpha)} = \underline{\underline{\sigma}}_d : \underline{\underline{p}}^{(\alpha)} \quad (158), \quad (159)$$

Une loi viscoplastique est utilisée liant $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ et $\tau^{(\alpha)}$ où l'on voit apparaître un paramètre d'écrouissage isotrope $r^{(\alpha)}$ avec un terme linéaire $H\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ pour la grande déformation tel que

$$r^{(\alpha)} = r_0 + Q \sum_{\beta=1}^N h^{\alpha\beta} \left(1 - e^{-b\dot{\gamma}^{\beta}} \right) + H\dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (160)$$

où r_0 et $h^{\alpha\beta}$ sont respectivement le seuil d'écoulement plastique et une matrice d'interaction dénotant l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent. Les coefficients K et n sont pris respectivement à 1 et 25 pour simuler une faible dépendance du comportement à la vitesse de déformation. Les autres coefficients sont déterminés de façon à ce que leur valeur permette de retrouver les lois macroscopiques de Voce étendue des alliages d'aluminium.

O.3.3 Implémentation de la loi dans ZeBuLon

L'implémentation de la loi de comportement est effectuée de manière explicite en lagrangien réactualisé et s'opère de la façon suivante (**Figure 149**):

- Initialisation des variables interne à $t=0$ (\underline{F}_0 , \underline{R}_0 , \underline{E}_0 , \underline{P}_0 , $\bar{\epsilon}_p$ et les angles d'Euler)

Dérivée des variables

- Les différents paramètres sont définis au temps $t=t$
 - Définition de \underline{F}_t et \underline{E}_t au temps $t=t$
 - Définition du gradient de transformation plastique \underline{P}_t

$$\underline{P}_t^{-1} = \underline{F}_t^{-1} \underline{E}_t \quad (161)$$

- Définition du tenseur de déformation élastique $(\underline{\epsilon}_{el})_t$

$$(\underline{\epsilon}_{el})_t = \frac{1}{2} (\underline{E}_t^T \underline{E}_t - \underline{Id}) \quad (162)$$

- Définition du tenseur de contrainte de Piola Kirchoff

$$\underline{\Sigma}_t = \underline{C}(\underline{\epsilon}_{el})_t \quad (163)$$

- Calcul de la vitesse de déformation plastique $\dot{\underline{\epsilon}}_p$ en se basant sur les résultats au temps $t=t$ dans la configuration de référence
 - Définition du cisaillement résolue $\tau_t^{(\alpha)}$ par système de glissement α avec la loi de Schmid

$$\tau_t^{(\alpha)} = \underline{\Sigma}_t : \underline{p}_t^{(\alpha)} \text{ avec } \underline{p}_t^{(\alpha)} = \frac{1}{2} (\underline{s}_t^{(\alpha)} \otimes \underline{m}_t^{(\alpha)} + \underline{m}_t^{(\alpha)} \otimes \underline{s}_t^{(\alpha)}) \quad (164)$$

- Calcul de la vitesse de glissement $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ par système de glissement α avec la loi viscoplastique

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \text{sgn}(\tau_t^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau_t^{(\alpha)} - r_t^{(\alpha)}}{K} \right|^n \quad (165)$$

- Calcul du gradient des vitesses plastiques \underline{L}_t^p et de la vitesse de déformation plastique $\dot{\underline{\epsilon}}_p$

$$\underline{L}_t^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{s}_t^{(\alpha)} \otimes \underline{m}_t^{(\alpha)} \text{ et } \dot{\underline{\epsilon}}_p = \underline{D}_t^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{p}_t^{(\alpha)} \quad (166)$$

- Estimation de la dérivée du gradient de la transformation totale $\dot{\underline{F}}$ pour passer de $t=t$ à $t=t+\Delta t$ par une méthode explicite

- Calcul de la dérivée du gradient de la transformation élastique $\underline{\underline{\dot{E}}}$ en dérivant (161)

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = \dot{\underline{\underline{F}}} \underline{\underline{P}}^{-1} - \underline{\underline{E}}_t \underline{\underline{L}}_t^p \quad (167)$$

- Calcul de la vitesse de déformation plastique cumulée $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p$

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p = \sqrt{\frac{2}{3} \text{dev}(\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p) : \text{dev}(\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p)} \quad (168)$$

Intégration des variables internes

- Intégration des variables internes $\underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}$ et $\underline{\underline{F}}_{t+\Delta t}$ entre $t=t$ et $t=t+\Delta t$
- Calcul du gradient de la transformation plastique $\underline{\underline{P}}_{t+\Delta t}$ à $t=t+\Delta t$

$$\underline{\underline{P}}_{t+\Delta t} = \underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}^{-1} \underline{\underline{F}}_{t+\Delta t} \quad (169)$$

- Calcul du tenseur de déformation élastique $(\underline{\underline{\epsilon}}_{el})_{t+\Delta t}$ à $t=t+\Delta t$

$$(\underline{\underline{\epsilon}}_{el})_{t+\Delta t} = \frac{1}{2} (\underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}^T \underline{\underline{E}}_{t+\Delta t} - \text{Id}) \quad (170)$$

- Calcul de la composante de déformation $\underline{\underline{U}}_{t+\Delta t}$ et de rotation $\underline{\underline{R}}_{t+\Delta t}$ du gradient de la transformation élastique à $t=t+\Delta t$

$$\underline{\underline{U}}_{t+\Delta t} = \text{sym}(\underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}) \text{ et } \underline{\underline{R}}_{t+\Delta t} = \text{asym}(\underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}) \quad (171)$$

- Calcul du tenseur de contrainte de cauchy $\underline{\underline{\sigma}}_{t+\Delta t}$ à $t=t+\Delta t$

$$\underline{\underline{\Sigma}}_{t+\Delta t} = \underline{\underline{C}}(\underline{\underline{\epsilon}}_{el})_{t+\Delta t} \quad (172)$$

Le calcul est effectué en configuration lagrangienne. De ce fait, la contrainte calculée, à l'aide de la partie élastique, est celle de Piola Kirchoff $\underline{\underline{\Sigma}}$ dans une configuration non déformée. Ensuite, le tenseur des contraintes de Cauchy est déterminé dans le repère réactualisé tel que

$$\underline{\underline{\Sigma}}_{t+\Delta t} = \underline{\underline{J}} \underline{\underline{R}}_{t+\Delta t}^{-1} \underline{\underline{\sigma}}_{t+\Delta t} \underline{\underline{R}}_{t+\Delta t} \text{ avec } \underline{\underline{J}} = \det(\underline{\underline{E}}_{t+\Delta t}) \quad (173)$$

où $\underline{\underline{J}}$ est le déterminant du gradient de transformation $\underline{\underline{E}}$.

Rem : Le calcul étant effectué en lagrangien réactualisé, la configuration actuelle au temps t devient la configuration initiale. De ce fait, la contrainte de Cauchy est approximativement égale à la contrainte de Piola Kirchoff. L'approximation vient du fait que la surface utilisée pour le calcul au temps $t+\Delta t$ est celle connue au temps t . De ce fait, pour avoir la valeur exacte de la contrainte, la contrainte de Cauchy est calculée en tenant compte du gradient de transformation $\underline{\underline{E}}$ entre t et $t+\Delta t$.

- Actualisation des angles d'Euler $(\varphi_1)_{t+\Delta t}$, $\phi_{t+\Delta t}$, $(\varphi_2)_{t+\Delta t}$, de la direction de glissement $\underline{\underline{s}}_{t+\Delta t}^{(\alpha)}$ et de la normale au plan $\underline{\underline{m}}_{t+\Delta t}^{(\alpha)}$ de chaque système α avec $\underline{\underline{R}}_{t+\Delta t}$ à $t=t+\Delta t$

O.3.4 Ecriture de la loi sur ZebFront

Fichier Slip_systems.c

```
#include <Crystal_orientations.h>
#include <File.h>
#include <Slip_system.h>
#include <Skew_vec_rot.h>
#include <Utility.h>

//#include <fstream.h>
#include <time.h>
//#include <stdio.h>

SLIP_SYSTEM_FAMILY::SLIP_SYSTEM_FAMILY() {}

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::_initialize(int
nb_gvcum, MATERIAL_PIECE* boss)

{
    MATERIAL_PIECE::initialize(boss);
    gvcum.resize(nb_gvcum);
    alpha1.resize(nb_gvcum);
    tau.resize(nb_gvcum);
    normal.resize2(nb_gvcum, 3);
    direction.resize2(nb_gvcum, 3);

    orientation_tensor.resize2(nb_gvcum, 9);
};
    ms.resize2(nb_gvcum, 6);
    ma.resize2(nb_gvcum, 3);
}

SLIP_SYSTEM_FAMILY::~SLIP_SYSTEM_FAMILY() {}

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::base_read(const
STRING& key,

ASCII_FILE& file,

MATERIAL_PIECE* boss)
{
    if(key=="isotropic") {

        isotropic=ISOTROPIC_HARDENING::read(file, boss);
    }
    else if(key=="flow") {
        flow=FLOW::read(file, boss);
    }
    else if(key=="kinematic") {
        for(STRING
keyloc=file.start_key(); file.ok; keyloc=
file.next_key()) {
```

```

                if(keyloc=="C")
C.read(keyloc,file,boss);
                else if(keyloc=="D")
D.read(keyloc,file,boss);
                else
UNKNOWN_COMMAND(keyloc);
            }
        }
        else if(key=="twinning_amount") {
            for(String
keyloc=file.start_key();file.ok;keylo
c=file.next_key()) {
                if(keyloc=="gamma0")
gamma0.read(keyloc,file,boss);
                else if(keyloc=="W")
W.read(keyloc,file,boss);
                else
UNKNOWN_COMMAND(keyloc);
            }
        }
        else UNKNOWN_COMMAND(key);
    }

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::compute_interacti
on(VECTOR& Q)
{ VECTOR q(!gvcum), unit(!gvcum);
unit=1.;
    double radius0= isotropic-
>radius(*gvcum[0],0.)-isotropic-
>radius_no_r0(*gvcum[0],0.);
    for(int i=0;i<!q;i++)
q[i]=isotropic-
>radius_no_r0(*gvcum[i],0.);
    if(crys_hard.if_null()) Q=0.;
    else {
        crys_hard->computeHq(q,Q);
    }
    // Q += isotropic-
>radius_r0()*unit; bug if
nonlinear_double is used!
    Q += radius0*unit;
}

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::compute_dgvcum(co
nst TENSOR2& sigma , VECTOR& dchi,
TENSOR2& deve,

VECTOR& dwp)
{ VECTOR Rs(nb_system());
  compute_interaction(Rs);
  SMATRIX m;
  double
taus(0.),schmid(0.),dgamma(0.),xs(0.)
,dalpha1(0.);
  deve=0.; dwp=0.;
  for(int isysloc=0;
isysloc<nb_system();isysloc++) {
      taus = (sigma | ms[isysloc]);

```

```

        *tau[isysloc]=taus;
        xs = C*(*alpha1[isysloc]);
        schmid = fabs(taus-xs)-
Rs[isysloc];
        dgamma = (schmid<=0) ? 0. :
flow->flow_rate(0., schmid);
        dalpha1 = dgamma*(sign(taus-xs)-
D*(*alpha1[isysloc]));
        dchi[gvcum[isysloc]->start_pos]
= dgamma;
dchi[alpha1[isysloc]->start_pos] =
dalpha1;
        deve += (dgamma*sign(taus-xs)) *
ms[isysloc];
        dwp += (dgamma*sign(taus-xs)) *
ma[isysloc];
    }
}

```

```

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::compute_dgvcum(co
nst TENSOR2& sigma , VECTOR& dchi,
TENSOR2& deve)
{ VECTOR Rs(nb_system());
  compute_interaction(Rs);
  SMATRIX m;
  double taus(0.),
schmid(0.),dgamma(0.),xs(0.),dalpha1(
0.);
  deve=0.;
  for(int isysloc=0;
isysloc<nb_system();isysloc++) {
    taus = (sigma | ms[isysloc]);
    *tau[isysloc] = taus;
    xs = C*(*alpha1[isysloc]);
    schmid = fabs(taus-xs)-
Rs[isysloc];
    dgamma = (schmid<=0) ? 0. :
flow->flow_rate(0., schmid);
    dalpha1 = dgamma*(sign(taus-xs)-
D*(*alpha1[isysloc]));
    dchi[gvcum[isysloc]->start_pos]
= dgamma;
    dchi[alpha1[isysloc]->start_pos] =
dalpha1;
    deve += (dgamma*sign(taus-xs)) *
orientation_tensor[isysloc];
  }
}

```

Calcul de $\dot{\gamma}_p$ et τ

```

void
SLIP_SYSTEM_FAMILY::compute_orientati
on_tensor()
{ for(int i=0;i<nb_system();i++) {
    normalize(direction[i]);
    normalize(normal[i]);
    assert(
fabs(direction[i]|normal[i]) <
0.00001 );
}

```

```

orientation_tensor[i]=direction[i]^normal[i];
ms[i] = syms(orientation_tensor[i]);

skew_to_vector(orientation_tensor[i],
ma[i]);
}
}
SLIP_SYSTEM_FAMILY*
SLIP_SYSTEM_FAMILY::read(ASCII_FILE&
file, MATERIAL_PIECE* boss)
{ STRING key = file.getString();
  SLIP_SYSTEM_FAMILY* ssf =
  Create_object(SLIP_SYSTEM_FAMILY,key)
  ;
  if(!ssf) INPUT_ERROR("unknown
slipsystem type: "+key);
  ssf->initialize(file,boss);
  return ssf;
}

//
// CRYSTAL_HARDENING_MATRIX
//

void
CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::computeHq(const VECTOR& q,VECTOR& Q)
{
  Q=inter*q;
}

CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::CRYSTAL_HARDENING_MATRIX() {}
void
CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::_initialize
(int sz,MATERIAL_PIECE* boss)
{ MATERIAL_PIECE::initialize(boss);
  inter.resize(sz);
}

CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::~~CRYSTAL_HARDENING_MATRIX() {}

//
// FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX
//
FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX::FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX() {}

void
FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX::initialize(ASCII_FILE& file,MATERIAL_PIECE* boss)
CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::_initialize
(12,boss);

```

Calcul de $\underline{s}^\alpha \underline{m}^\alpha$


```

for (STRING
key=file.start_key();file.ok;key=file
.next_key()) {
    if(key=="h1")
h1.read(key,file,boss);
    else if(key=="h2")
h2.read(key,file,boss);
    else if(key=="h3")
h3.read(key,file,boss);
    else if(key=="h4")
h4.read(key,file,boss);
    else if(key=="h5")
h5.read(key,file,boss);
    else if(key=="h6")
h6.read(key,file,boss);
    else UNKNOWN_COMMAND(key);
}

// h(1,2) = h(1,3) = h(2,3) = h(4,5)
= h(4,6) = h(5,6) = h(7,8) = h(7,9) =
h2;
// h(8,9)
=h(10,11)=h(10,12)=h(11,12)= h2;
//
// h(1,9) = h(1,11)= h(2,5) =
h(2,12)= h(3,6) = h(3,8) = h(4,9) =
h(4,11)= h3;
// h(5,7) = h(6,10)= h(7,12)=
h(8,10)= h3;
//
// h(1,4) = h(2,7) = h(3,10)=
h(5,12)= h(6,8) = h(9,11)= h4;
//
// h(1,5) = h(1,6) = h(1,7) =
h(1,10)= h(2,4) = h(2,8) = h(2,9) =
h(2,10)= h5;
// h(3,4) = h(3,7) = h(3,11)=
h(3,12)= h(4,8) = h(4,12)= h(5,8) =
h(5,10)= h5;
// h(5,11)= h(6,7) = h(6,9) =
h(6,12)= h(7,11)= h(8,11)= h(9,10)=
h(9,12)= h5;
//
// h(1,8) = h(1,12)= h(2,6) =
h(2,11)= h(3,5) = h(3,9) = h(4,6) =
h(3,10)= h6;
// h(5,9) = h(6,11)= h(7,10)=
h(8,12)= h6;

inter = 0.;
inter(0,1) = inter(0,2) =
inter(1,2) = inter(3,4) = inter(3,5)
= inter(4,5) = inter(6,7) =
inter(6,8) = h2.compute_value();
inter(7,8) = inter(9,10)=
inter(9,11)=
inter(10,11)=h2.compute_value();

inter(0,8) = inter(0,10)=
inter(1,4) = inter(1,11)= inter(2,5)

```

Définition de la matrice
d'interaction

$$\underline{h}^{\alpha\beta}$$

```

= inter(2,7) = inter(3,8) =
inter(3,10)= h3.compute_value();
    inter(4,6) = inter(5,9) =
inter(6,11)= inter(7,9) =
h3.compute_value();
inter(0,3) = inter(1,6) = inter(2,9)
= inter(4,11)= inter(5,7) =
inter(8,10)= h4.compute_value();

    inter(0,4) = inter(0,5) =
inter(0,6) = inter(0,9) = inter(1,3)
= inter(1,7) = inter(1,8) =
inter(1,9) = h5.compute_value();
    inter(2,3) = inter(2,6) =
inter(2,10)= inter(2,11)= inter(3,7)
= inter(3,11)= inter(4,7) =
inter(4,9) = h5.compute_value();
    inter(4,10)= inter(5,6) =
inter(5,8) = inter(5,11)=
inter(6,10)= inter(7,10)= inter(8,9)
= inter(8,11)= h5.compute_value();

    inter(0,7) = inter(0,11)=
inter(1,5) = inter(1,10)= inter(2,4)
= inter(2,8) = inter(3,6) =
inter(3,9)= h6.compute_value();
    inter(4,8) = inter(5,10)=
inter(6,9) = inter(7,11)=
h6.compute_value();
    inter += transpose(inter);

inter.add_to_diagonal(h1.compute_value());
}

FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX::~FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX() {}

DECLARE_OBJECT(CRYSTAL_HARDENING_MATRIX,FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX,fcc_octahedral)

// SINGLE_SLIP_IMATRIX
//

SINGLE_SLIP_IMATRIX::~SINGLE_SLIP_IMATRIX() {}

void
SINGLE_SLIP_IMATRIX::initialize(ASCII_FILE& file,MATERIAL_PIECE* boss)
{
CRYSTAL_HARDENING_MATRIX::_initialize(1,boss);
    for(String
key=file.start_key();file.ok;key=file.next_key()) {
        if(key=="h1")
h1.read(key,file,boss);
        else
            UNKNOWN_COMMAND(key);
    }
}

```

```

    }
    inter = 1.;
}

SINGLE_SLIP_IMATRIX::~SINGLE_SLIP_IMA
TRIX() {}

DECLARE_OBJECT(CRYSTAL_HARDENING_MATR
IX,SINGLE_SLIP_IMATRIX,single_slip)

//
// FCC_OCTAHEDRAL
//

class FCC_OCTAHEDRAL : public
SLIP_SYSTEM_FAMILY {
public :
    FCC_OCTAHEDRAL();
    virtual ~FCC_OCTAHEDRAL();
    virtual void
initialize(ASCII_FILE& file,
MATERIAL_PIECE* boss);
};
DECLARE_OBJECT(SLIP_SYSTEM_FAMILY,FCC
_OCTAHEDRAL,fcc_octahedral)

FCC_OCTAHEDRAL::FCC_OCTAHEDRAL() {}
void
FCC_OCTAHEDRAL::initialize(ASCII_FILE
& file, MATERIAL_PIECE* boss)
{
    SLIP_SYSTEM_FAMILY::_initialize(12,bo
ss);
    for(String
key=file.start_key();file.ok;key=file
.next_key()) {
        if(key=="interaction_matrix") {
            crys_hard=new
FCC_OCTAHEDRAL_IMATRIX();
            crys_hard-
>initialize(file,boss);
        }
        else {

SLIP_SYSTEM_FAMILY::base_read(key,fil
e,boss);
        }
    }
#define n normal
#define d direction
//          Bd          Ba
Bc          Db          Dc
Da
//          B4          B2
B5          D4          D1
D6
    n[0][0]= 1.; n[1][0]= 1.; n[2][0]=
1.; n[3][0]= 1.; n[4][0]= 1.;
n[5][0]= 1.;

```

```

n[0][1]= 1.; n[1][1]= 1.; n[2][1]=
1.; n[3][1]=-1.; n[4][1]=-1.;
n[5][1]=-1.;
n[0][2]= 1.; n[1][2]= 1.; n[2][2]=
1.; n[3][2]= 1.; n[4][2]= 1.;
n[5][2]= 1.;
d[0][0]=-1.; d[1][0]= 0.; d[2][0]=-
1.; d[3][0]=-1.; d[4][0]= 0.;
d[5][0]= 1.;
d[0][1]= 0.; d[1][1]=-1.; d[2][1]=
1.; d[3][1]= 0.; d[4][1]= 1.;
d[5][1]= 1.;
d[0][2]= 1.; d[1][2]= 1.; d[2][2]=
0.; d[3][2]= 1.; d[4][2]= 1.;
d[5][2]= 0.;
//          Ab          Ad
Ac          Cb          Ca
Cd
//          A2          A6
A3          C5          C3
C1
n[6][0]=-1.; n[7][0]=-1.; n[8][0]=-
1.; n[9][0]=-1.; n[10][0]=-
1.; n[11][0]=-1.;
n[6][1]= 1.; n[7][1]= 1.; n[8][1]=
1.;
n[9][1]=-1.; n[10][1]=-1.; n[11][1]=-
1.;
n[6][2]= 1.; n[7][2]= 1.; n[8][2]=
1.; n[9][2]= 1.; n[10][2]=
1.; n[11][2]= 1.;
d[6][0]= 0.; d[7][0]= 1.; d[8][0]=
1.; d[9][0]=-1.; d[10][0]=
1.; d[11][0]= 0.;
d[6][1]=-1.; d[7][1]= 1.; d[8][1]=
0.; d[9][1]= 1.; d[10][1]=
0.; d[11][1]= 1.;

d[6][2]= 1.; d[7][2]= 0.; d[8][2]=
1.; d[9][2]= 0.; d[10][2]=
1.; d[11][2]= 1.;
#undef d
#undef n

compute_orientation_tensor();
ARRAY<STRING>
gcum_oct_name(!gvcum);
ARRAY<STRING> alpha1_name(!gvcum);
ARRAY<STRING> tau_name(!gvcum);

vector_name(gcum_oct_name,0,!gvcum,"g
oct");

vector_name(alpha1_name,0,!gvcum,"alp
ha1");

```

```
vector_name(tau_name,0,!gvcum,"toct")
;
for(int i=0; i<!gvcum; i++) {
    gvcum[i] = new SCALAR_VINT();
    gvcum[i]-
>initialize(this,gcum_oct_name[i],1);
    alpha1[i] = new SCALAR_VINT();
    alpha1[i]-
>initialize(this,alpha1_name[i],0);
    tau[i] = new SCALAR_VAUX();
    tau[i]-
>initialize(this,tau_name[i],0);
}
}
FCC_OCTAHEDRAL::~~FCC_OCTAHEDRAL() {}
```

Fichier mandel_crystal.h

```

#include <Calcul_timer.h>
#include <Clock.h>
#include <Dimension.h>
#include <Error_messenger.h>
#include <File.h>
#include <Isotropic.h>
#include <Flow.h>

#include <Integration_method.h>
#include <Integration_runge.h>
#include <Object_factory.h>
#include <Rotation.h>
#include <Skew_vec_rot.h>
#include <Utility.h>

#include <Elasticity.h>
#include <Mechanical_behavior.h>
#include <Slip_system.h>

//=====
// Multiplicative Crystal Plasticity
//   F = E P
//=====

class MANDEL_CRYSTAL : public M_B,
RUNGE_INTEGRATOR {
protected :
    TENSOR2_GRAD F;
    //   TENSOR2_FLUX sig;   // Cauchy
    stress
        AUTO_PTR<ELASTICITY> elas;
        SMATRIX tg_mat;
        TENSOR2_VAUX P,R;
        TENSOR2_VINT E;
        VECTOR_VAUX euler;
        SCALAR_VAUX phic;
        SCALAR_VINT epcum;
        PLIST<SLIP_SYSTEM_FAMILY> slip;
        double xt看_mat;

        VECTOR dchi, dgrad;
        AUTO_PTR<RUNGE> runge;

    virtual int base_read(const
STRING&,ASCII_FILE&);
    VECTOR compute_euler_angles(const
TENSOR2&);
public :
    MANDEL_CRYSTAL();
    ~MANDEL_CRYSTAL();

```

} Variables tensorielles

```

        virtual void
initialize(ASCII_FILE&, int,
LOCAL_INTEGRATION*);
        virtual void derivative(double
tau, const VECTOR&, VECTOR& );
        INTEGRATION_RESULT*
integrate(MAT_DATA&, const VECTOR&,
MATRIX*&, int);
};

BEHAVIOR_READER(MANDEL_CRYSTAL,mandel
_crystal)

MANDEL_CRYSTAL::MANDEL_CRYSTAL() {}

MANDEL_CRYSTAL::~~MANDEL_CRYSTAL() {}

int MANDEL_CRYSTAL::base_read(const
STRING& str,ASCII_FILE& file)
{ xtg_mat=1.;
  if (M_B::base_read(str,file)) {
return 1; }
  else if(str=="**elasticity") { elas
= ELASTICITY::read(file,this);
return 1;}
  else if(str=="**crystal") {
    slip.add(
SLIP_SYSTEM_FAMILY::read(file,this)
);
    return 1;}
  else if(str=="**tangent_matrix")
{xtg_mat = file.getdouble(); return
1;}
  else return 0;
}

void
MANDEL_CRYSTAL::initialize(ASCII_FILE
& file,int dim, LOCAL_INTEGRATION*
integ)
{ M_B::initialize(file,dim,NULL);

  F.initialize(this,"F",utsz(),1);
//
sig.initialize(this,"sig",tsz(),1);
P.initialize(this,"P",utsz(),1);
R.initialize(this,"R",utsz(),1);
E.initialize(this,"E",utsz(),1);
euler.initialize(this,"eul",dim,1);
phic.initialize(this,"phic",1);
epcum.initialize(this,"epcum",1);

  for (;;) {
    STRING str=file.getSTRING();

```

```

        if (str.start_with("****") ) {
file.back(); break; }
        int ok = base_read(str,file);
        if(!ok) INPUT_ERROR("Unknown
command: "+str);
    }

    if(integ==NULL) INPUT_ERROR("You
must specify an integration for
mandel_crystal");
    if(integ-
>type()&LOCAL_INTEGRATION::RUNGE_ID)
    {
        runge=(RUNGE*)integ;
        runge-
>set_integrator((RUNGE_INTEGRATOR*)th
is);
        integration=integ->type();
    } else ERROR("mandel_crystal only
supports Runge-Kutta integration");
}

INTEGRATION_RESULT*
MANDEL_CRYSTAL::integrate(MAT_DATA&
mdat ,

const VECTOR& delta_grad,

MATRIX*&          tg_matrix,

int
    )
{ INTEGRATION_RESULT* ok =NULL;

    Timer_counter.start_time("Local
Integration");
    attach_all(mdat);
    set_var_aux_to_var_aux_ini();
    set_var_int_to_var_int_ini();
    dgrad = delta_grad;
    calc_local_coefs();

    if(Dtime!=0.) {

        dgrad/=Dtime;
        ok=runge-
>runge_kutta(Time_ini,Dtime,curr_mat_
data->var_int(vint_index));
    }

    tg_matrix = &tg_mat;
    if (E.determin()<=0.0) { E=0.0;
E[0]=E[1]=E[2]=1.0; }
    P=inverse(E)*F;

    TENSOR2 Et = transpose(E);

```



```

    TENSOR2 strain = (syms(Et*E)-
    TENSOR2::unity(tsz())/2.);
    TENSOR2 sigm = *elas() * strain;
    sig =
    syms((E*to_5_9(sigm)*Et))/E.determin(
    );
    TENSOR2 U(tsz()); //, R(utsz());
    E.strain_partion(R, U);
    euler = compute_euler_angles(R);
    phic = acos((trace(R)-1.)/2.);
    tg_mat =
    xtgm*rotate_T4(*elas(),R);

```

```

    Timer_counter.stop_time("Local
    Integration");
    Timer_counter.increment_count("in
    Local Int");

```

```

    return NULL;
}

```

```

void
MANDEL_CRYSTAL::derivative(double
tau, const VECTOR& chi, VECTOR& dchi)
{ calc_material( (tau-Time_ini)/Dtime
);
    attach((VECTOR&)chi);
    calc_local_coefs();
    dchi.resize(int_sz());

```

```

    if (E.determin()<=0.0) { E=0.0;
E[0]=E[1]=E[2]=1.0; }
    TENSOR2 Pinv=inverse(F)*E;
    TENSOR2 Et = transpose(E);
    TENSOR2 strain = (syms(Et*E)-
    TENSOR2::unity(tsz())/2.);
    TENSOR2 sigm = *elas() * strain;
    TENSOR2 dF(utsz(),dgrad,0);
    TENSOR2 devi(utsz()), deve(utsz());

```

```

    devi=0.;
    for(int ifamily=0;
    ifamily<!slip;ifamily++) {
        SLIP_SYSTEM_FAMILY& ssf =
        *slip[ifamily];
    ssf.compute_dgvcum(sigm,dchi,deve);
        devi+=deve;
    }

```

```

    TENSOR2 dE=dF*Pinv-E*devi;

    dchi[epcum.start_pos]=sqrt(2./3.*(dev
    i|devi));

```

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{el} = 0.5(\text{sym}(\underline{\underline{E}}\underline{\underline{E}}^T) - \underline{\underline{Id}})$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{E}}\underline{\underline{\varepsilon}}_{el}$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{J}}\underline{\underline{R}}^{-1}\underline{\underline{\sigma}}\underline{\underline{R}}$$

$$\underline{\underline{E}} = \underline{\underline{R}}\underline{\underline{U}}$$

Actualisation des angles d'euler

$$\underline{\underline{L}}^p = \underline{\underline{\dot{P}}}\underline{\underline{P}}^{-1} = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \underline{\underline{s}} \otimes \underline{\underline{m}}$$

```
for(int i=0; i<utsz(); i++)
dchi[E.start_pos+i]=dE[i];
}
```

```
VECTOR
MANDEL_CRYSTAL::compute_euler_angles(
const TENSOR2& r)
{ VECTOR out(3); TENSOR2 x(!r);
  double phil, phi, phi2,tol,x1,x2;
  tol=0.1;
  for(int i=0;i<!r;i++) {
    x[i]=r[i];
    if(x[i]>1.) x[i]=1.;
    if(x[i]<-1.) x[i]=-1.;
  }
  phi = acos(x[2]);
  if(phi==0.) {
    phi2=0.; phil=asin(x[6]);
    if (fabs(cos(phil)-r[0])>tol)
    phil=M_PI-phil;
  }
  else {
    x2=x[5]/sin(phi);
    x1=x[8]/sin(phi);
    if(x1>1.) x1=1.;
    if(x2>1.) x2=1.;
    if(x1<-1.) x1=-1.;
    if(x2<-1.) x2=-1.;

    phi2= asin(x2);
    phil= asin(x1);
    if(fabs(cos(phi2)*sin(phi)-
r[7])>tol) phi2=M_PI-phi2;

    if(fabs(cos(phil)*sin(phi)+r[4])>tol)
    phil=M_PI-phil;
  }
  double convert=180./M_PI;

  out[0]=convert*phil;
  out[1]=convert*phi;
  out[2]=convert*phi2;
  return out;
}
```

Calcul des angles d'euler d'après la
matrice de rotation réactualisée

```
#include <Defines.h>
```

```
#ifdef USE_EXPLICIT_TEMPLATES
  MK_P_LIST(MANDEL_CRYSTAL);
#endif
```

0.3.5 Ecriture du material Behavior

```
***behavior mandel_crystal
```

```
**elasticity isotropic young 70000. poisson 0.3
```

```
**crystal fcc_octahedral
```

```
*flow norton K 1. n 25
```

```
*isotropic nonlinear R0 71. Q 67. b 16. H 146.4
```

```
*interaction_matrix
```

```
h1 1.0
```

```
h2 1.0
```

```
h3 1.0
```

```
h4 1.0
```

```
h5 1.0
```

```
h6 1.0
```

```
***return
```

Constantes d'élasticité

Modèle pour système de glissement cfc octaédrique

Constantes de viscoplasticité

Matrice d'interaction $h^{\alpha\beta}$

Laurent MATTEI

BENDABILITY OF 6XXX ALUMINUM AUTOMOTIVE SHEETS CHARACTERIZATION OF DAMAGE MECHANISMS

Speciality: Materials Science and Engineering

Keywords: hemming, bending, aluminum, sheet, localization, damage

Abstract :

The need for weight reduction in the automotive industry has led to the development of aluminum alloys for body panels on a number of mass-produced vehicles. 6xxx series alloys are selected for outer panels. These panels are often joined to inner panels by hemming. A poor surface aspect after hemming may be observed on the outer panel. In present work, the influence of manganese content and of bake hardening time on the bendability of 6xxx series alloy sheets has been analyzed.

Damage mechanisms during bending of 6xxx aluminum sheets have been characterized experimentally and simulated by a mechanical model. Damage is controlled by the development of through thickness strain localization. The localization leads to the development of surface instabilities, splitting of the outermost grains and then crack propagation.

Strain localization has been characterized by EBSD observations. The width of the strain localization bands, oriented in maximal shear direction, is controlled by the grain size.

A 2D finite element (f.e.) model of the bending test with a spatial heterogeneous yield stress distribution was used. Either a random spatial variation of the yield stress, or a variation corresponding to texture-maps observed in one section of the specimens were considered. The random texture allows to explain the strain localization. But, the difference of bendability is controlled by material behaviour. The 2D f.e model shows that spatial variation of the yield stress and overall strain hardening are the most influence material parameters.

Splitting of the outermost grains and crack initiation have been characterized experimentally by local strain maps. To explain this mechanism, a 3D crystal plasticity based on finite element model of plane strain tension test was used. The evolution of the glide directions was analysed. Grain splitting is controlled by interaction between first neighbour grains.

The following recommendations will improve the bendability of 6xxx aluminum alloys:

- make no bake hardening treatment before bending,
- increase the overall strain hardening, particularly at large deformation,
- produce sheets with homogeneous yield stress distribution.

Laurent MATTEI

PLIABILITE DES TOLES EN ALLIAGES D'ALUMINIUM POUR LA CARROSSERIE AUTOMOBILE : ANALYSE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : sertissage, pliage, aluminium, tôle, localisation, endommagement

Résumé :

Les alliages d'aluminium de la série 5xxx et 6xxx sont des matériaux de choix pour la carrosserie automobile. Le panneau extérieur est généralement en alliage 6xxx et le panneau intérieur en 5xxx. Les deux sont assemblés par sertissage. Le sertissage consiste à replier la tôle extérieure sur la tôle de renfort. Cependant, ce procédé peut conduire à des états de surfaces insatisfaisants pour la tôle externe. Ce travail porte sur la caractérisation de la pliabilité des alliages de la série 6xxx. L'influence du taux de manganèse et du temps de traitement thermique de Bake Hardening a été examinée.

Les mécanismes d'endommagement d'alliages d'aluminium de la série 6xxx durant l'essai de pliage ont été déterminés expérimentalement. Les alliages d'aluminium s'endommagent par la formation de bandes de localisation de la déformation à travers l'épaisseur de la tôle. Ces bandes de localisation entraînent la formation d'une ondulation de surface en peau externe, de striction puis fissuration des grains. Ces mécanismes d'endommagement ont été quantifiés expérimentalement et par éléments finis.

Une méthode originale de quantification expérimentale de la localisation de la déformation, basée sur des observations en EBSD, a été mise en place. Les bandes de localisation de la déformation, dirigées approximativement dans la direction de cisaillement maximum, ont une largeur contrôlée par la taille de grains.

Un modèle mécanique de l'essai de pliage, basé sur la microstructure et la texture initiales des alliages 6xxx, a permis d'analyser la localisation de la déformation. La texture initiale, de type aléatoire, permet d'expliquer l'initiation de la localisation de la déformation. Cependant, la différence de pliabilité est contrôlée par les lois de comportement des matériaux. La répartition spatiale de la dureté et le taux d'écrouissage en grande déformation sont les paramètres principaux contrôlant la localisation de la déformation.

Dans un second temps, la striction puis fissuration des grains en peau externe ont été observées expérimentalement. Afin d'appréhender ce mécanisme, un modèle combinant les éléments finis et la plasticité cristalline a été utilisé. Le modèle a permis de mettre en évidence l'importance de l'interaction entre grains voisins dans la formation de la striction des grains de la peau externe.

Pour améliorer la pliabilité des alliages d'aluminium, les recommandations suivantes doivent être suivies :

- Ne pas effectuer le traitement thermique du Bake Hardening avant pliage.
- Augmenter le coefficient d'écrouissage des tôles en grande déformation.
- Obtenir une répartition de la dureté initiale des grains la plus homogène possible au moins sur les premières couches de grains de la peau externe de la tôle.